METALL- UND LEGIERUNGSKUNDE

VON

DR.-ING. FREIHERR M. v. SCHWARZ

A. O. PROFESSOR UND PRIVATDOZENT AN DER TECHNISCHEN HOCHSCHULE IN MÜNCHEN

MIT 337 TEXTABBILDUNGEN

SONDERABDRUCK

IN ZWEITER WESENTLICH ERWEITERTER AUFLAGE

AUS

CHEMISCHE TECHNOLOGIE DER NEUZEIT

ZWEITE AUFLAGE

HERAUSGEGEBEN VON PROF. DR. FRANZ PETERS
BERLIN-LICHTERFELDE

1 · 9 · 2 · 9

VERLAG VON FERDINAND ENKE IN STUTTGART

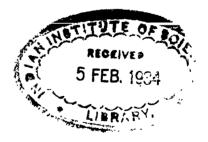
METALL- UND LEGIERUNGSKUNDE

VON

DR.-ING. FREIHERR M. v. SCHWARZ

A. O. PROFESSOR UND PRIVATDOZENT AN DER TECHNISCHEN
HOCHSCHULE IN MÜNCHEN

MIT 337 TEXTABBILDUNGEN

SONDERABDRUCK
IN ZWEITER, WESENTLICH ERWEITERTER AUFLAGE
AUS
CHEMISCHE TECHNOLOGIE DER NEUZEIT
ZWEITE AUFLAGE
HERAUSGEGEBEN VON PROF. DR. FRANZ PETERS
BERLIN-LICHTERFELDE

1 · 9 · 2 · 9

VERLAG VON FERDINAND ENKE IN STUTTGART

Vorwort.

Die Aufforderung des leider zu früh verstorbenen Herrn Dr. Otto Dammer, den Abschnitt „Legierungen" für die Neuauflage seiner „Chemischen Technologie der Neuzeit" zu bearbeiten, veranlaßte folgende Zusammenstellungen. Sie erschienen, da die Herausgabe des Gesamtwerks erst später erfolgen konnte, dank des Entgegenkommens des Herrn Verlegers, als Sonderausgabe zuerst im September 1920. Herrn Prof. Dr. Franz Peters gestattet sich der Verfasser für die Überarbeitung und Durchsicht des Manuskriptes für die 1. und 2. Auflage auch an dieser Stelle verbindlichst zu danken.

Bei den Erstarrungs- und Umwandlungsschaubildern wurden die heterogenen Zustandsfelder nicht durch Schraffur hervorgehoben, um möglichst einfache Darstellung zu erlangen. Dies war auch nötig, um einheitliche Bilder zu erhalten, denn es mußten für diese 2. Auflage die alten Druckstöcke von der 1. Auflage, soviel wie möglich, mit verwendet werden.

Da die Zahl der neuen Legierungen immer mehr zunimmt, war es naturgemäß nicht möglich, Vollständigkeit zu erreichen. Bei der 2. Auflage konnte die alphabetische Übersicht um etwa 300 Legierungen erweitert werden.

Allen Fachgenossen wäre der Verfasser für die Mitteilung ihrer Erfahrungen mit neuen bewährten Legierungen zu Dank verpflichtet. Er ist gern bereit, die Anregungen bei einer Neuauflage zu berücksichtigen.

München, im Juli 1929.

M. v. Schwarz.

Inhaltsverzeichnis.

I. Allgemeines.

A. Die Begriffe Metall und Legierung.

Als *Metalle* bezeichnet man chem. Elemente, die bei gewöhnlicher Temp. mit einer einzigen Ausnahme fest sind, charakteristisch aussehen, besonderen Glanz haben oder durch Polieren leicht erlangen, kristsch. Gefüge, wenn auch erst manchmal unter dem Mikroskop, gegebenenfalls nach entsprechender Ätzung, zeigen, in nicht allzu dünner Schicht undurchsichtig sind, die Wärme und die Elektrizität gut leiten, die letztere als Leiter erster Klasse, elektropositiv sind und bei Einw. von Nichtmetallen sich chem. ändern. Die Atomwärme ist für alle festen Metalle annähernd 6.4. Die überwiegende Zahl der praktisch benutzten Metalle besteht aus Legierungen. In der Technik nimmt man häufig von dem Begriff Metall Eisen und Stahl aus, erweitert ihn aber anderseits auf die im besondern als Legg. bezeichneten oder zu bezeichnenden Stoffe.

Unter *Legierungen* (vom ital. legare, binden) versteht man Gemenge oder Gemische jeder Art, die durch Vereinigung eines Metalls mit anderen Metallen, Metalloiden oder Nichtmetallen in beliebiger Anzahl und in verschiedenen Verhältnissen entstehen. Manche Legg. haben das Aussehen eines neuen Metalls (Messing, Bronze); alle aber unterscheiden sich durch ihre Eigenschaften von den Metallen, aus denen sie hergestellt sind. Die Legg. sind im allgemeinen nicht als chem. Verbb., wenn auch solche in ihnen vorkommen, sondern als phys. Gemische aufzufassen, als erstarrte Lsgg. verschiedener Körper. Die Stampflegierungen Guertlers (Metallographie I, 178) und Friedrichs legierungsartige Körper (Metall. 1910. 7. 97) (s. a. S. 5) sind als rein mech. Gemenge zu betrachten. Die metallische Eigenart, die Undurchsichtigkeit (in dickeren Schichten) und den Metallglanz sowie ein gutes Leitungsvermögen für Wärme und Elektrizität besitzen auch die Legg.

Die Entstehung der Legg. durch das Verschm. der Metalle oder von Metallen mit Metalloiden, die dabei zu beobachtende Erniedrigung des Schmp., das Auftreten größerer Härten, Festigkeiten oder wesentlich anderer SGG., große Änderungen der Wärme- und Elektrizitätsleitfähigkeit weisen auf phys. Vorgänge hin, die denen bei den wss. Lsgg. ähneln. Von den mech. Gemengen unterscheiden sich die Legg., wie alle phys. Lsgg., dadurch, daß einzelne Bestandteile nicht mech. daraus abgetrennt werden können, sondern z. B. durch Verdampfen, Verbrennen, Ausschmelzen (selten) oder durch chem. Lösungsmittel von den anderen zu scheiden sind.

Beim Zusammengießen geschm. Metalle findet oft bedeutende Wärmeentw. statt. Gießt man z. B. 70 Tle. geschm. Cu zu 30 Tln. geschm. Zn, so erhöht sich die Temp. so stark, daß ein Teil der Mischung umhergeschleudert wird. Aus geschm. Legg. krist. bisweilen besondere Legg. heraus, z. B. aus geschm. Cu-Sn eine Sn-arme rote oder eine Sn-reiche weiße Leg. Eine Leg. von wenig Ag und viel Pb zerfällt beim Erstarren in reines Pb und Ag-reiches Pb. Bei Legg. von Metallen mit sehr ungleicher Schmelzbarkeit, in denen das leicht schmelzbare Metall überwiegt, kann dies bei niederer Temp. abfließen, während das schwer schmelzbare mit einem geringen Teil des ersten ver-

bunden zurückbleibt (Kienstock beim Seigerprozeß). Dieses Verhalten der Legg. macht in der Praxis besondere Maßregeln zur Verhütung der Entmischung erforderlich. Anderseits benutzt man es zur Gewinnung und Reinigung von Metallen. Ähnlich verdampft der größere Teil eines flüchtigen Metalls, aber ein Teil von ihm wird von dem nicht flüchtigen hartnäckig zurückgehalten, so daß man Cu durch Erhitzen nicht vollständig von Zn, As oder Hg befreien kann. Nur im hohen Vakuum ist dies möglich, ein Verf., das neuerdings auch zur quantitativen Trennung und Best. angewendet wird.

Das Erstarren der Legg. erfolgt unter Erscheinungen, die für jede Leg. charakteristisch sind, und mit deren Studium sich besonders die thermische Analyse beschäftigt (s. den Abschnitt E. 7.). Es führt im Gefüge zu Kristallen, die sich allerdings bei der Ausbildung wechselseitig stören, so daß wir meist nicht die gewohnten Kristallformen erkennen. Das kristsch. Gefüge ist in der Regel nicht so einfach wie bei den reinen Metallen. Es kommt zwar auch der Fall vor, daß Legg. nur aus einer Kristallart bestehen, z. B. bei den Mischkristallen (homogenen Kristallen ohne bestimmte chem. Zus.), die auch als feste Lsgg. bezeichnet werden. Man sagt, ein Metallpaar ist befähigt, eine fortlaufende oder aber eine unterbrochene Reihe von Mischkristallen zu bilden. In anderen Fällen liefern zwei Metalle ein Eutektikum, d. h. ein bei bestimmter Temp. aus der Schmelze sich ausscheidendes inniges Gemenge ihrer Kristalle. Je nach der Menge der in der Legierung vorhandenen Metalle sind drei Fälle möglich: 1. Kristalle von X, eingebettet in Eutektikum; 2. nur reines Eutektikum, gebildet aus dicht gedrängten Lamellen oder feinsten Kristallkörnchen von X und Y; 3. Kristalle von Y, im Eutektikum lagernd. 1. und 3. Fall werden noch kompliziert, wenn eines der Metalle eine gewisse Menge des anderen in Lsg. halten kann.

Beim Erstarren einer Leg. von 20 Cu und 80 Ag scheidet sich von 815° an Ag aus, bis der noch fl. Teil 27 Cu enthält; dann erstarren Cu und Ag zugleich bei 778° zu einem innigen Gemenge, einer eutektischen Mischung. Bei Legg. mit mehr als 28 % Cu scheidet sich zuerst Cu aus. Solche Legg. enthalten als Gefügebestandteile größere Mengen Cu, das in eutektische Mischung aus Ag- und Cu-Kristalliten eingebettet ist. Legg. mit 28 % Cu bestehen nur aus eutektischer Mischung. Solche mit mehr als 72 % Ag enthalten Ag-Ausscheidungen in eutektischer Mischung. Bei Legg. mit sehr geringem Ag- oder Cu-Gehalt zeigt das Mikroskop eine homogene Masse. Eutektische Mischung tritt erst sichtbar hinzu, wenn die Leg. mindestens 1 % Ag oder Cu enthält. Daraus kann geschlossen werden, daß das aus Ag- oder Cu-reicheren Legg. sich zuerst ausscheidende Metall eine kleine Menge des anderen Metalls gel. enthält.

Treten die zwei Metalle einer Leg. zu einer oder mehreren chem. Verbindungen zusammen, so sind diese als Kristalle und jeweils als Bestandteile des Eutektikums im Gefüge zu finden. Wird eine Leg. aus drei oder mehreren Metallen gebildet, so werden die Verhältnisse noch verwickelter, aber der kristsch. Gefügeaufbau ist immer zu finden.

Die Größe der Metallkristalle ist jeweils von der Abkühlungsgeschwindigkeit abhängig. Bei sehr langsamer Erstarrung können auch Trennungen der Kristalle nach dem SG. erfolgen, wie z. B. bei Pb-Sb-Legg. Sb-Kristalle sich in langsam abgekühlten Schmelzen an der Oberfläche anreichern. Durch Walzen, Ziehen, Schmieden usw. von Metallen oder Legg. in kaltem Zustande werden die Kristalle zertrümmert oder in die Länge gestreckt. Im heißen Zustande verkleinern mech. Einww. lediglich das Kristallkorn. Das Erhitzen beseitigt die durch Kaltbearbeitung hervorgerufenen inneren Spannungen und vergrößert die Metallkristallkörner. Die Orientierung der Kristalle ist beim Erstarren senkrecht zur Abkühlungsfläche und bei elektrol. Abscheidung parallel der Stromrichtung, also senkrecht zur Abscheidungsfläche. Beim Drahtziehen kommt es vor, daß sich die Kristalle in bestimmter Weise zur Zugrichtung einstellen. Durch Glühen wird aber in allen Fällen der Gleichgewichtszustand hergestellt. Diese Verhältnisse werden später eingehend behandelt.

B. Geschichtliches.

Au, Cu, Fe und Sn wurden schon von den ältesten Kulturvölkern benutzt. Im 4. Jahrh. v. Chr. kannte Theophrastos das Hg, im 15. Jahrh. n. Chr. nennt Basilius Valentinus Zn, Bi und Sb. Viele Metalle wurden erst gegen das Ende des 18., manche sogar erst gegen das des 19. Jahrh. entdeckt. Nähere Angaben folgen in spätern Abschnitten bei den einzelnen Metallen.

Die ersten verwendeten Metalle, Au und Cu, in dem Zustand, wie sie die Natur dem Menschen gelegentlich als Mineralien bot, waren meist unrein oder legiert. Sie wurden durch Hämmern gestaltet. Das Schmieden und Gießen waren wohl die am ersten erlernten Metallkünste. Dabei dürfte besonders das Cu öfter verunreinigt und dadurch härter geworden sein. Das erste große Aufleben der Metallverarbeitung fand erst in der Bronzezeit statt und gab ihr das eigentümliche Gepräge. Später dürften dann auch Stücke von Meteoreisen (meist Fe-Ni-Legg.) vom Menschen verwendet und auch verarbeitet worden sein.

Wohl durch Zufall hatte man frühzeitig gelernt, das Cu durch Verschm. mit Sn zu härten, und entdeckte so die zu den damaligen Waffen, Schmuck- und Gebrauchsgegenständen gut brauchbare Bronze. Empirisch hatte man tatsächlich eine für den Zweck sehr geeignete Zus. gefunden, die durch Überlieferung Jahrtausende lang, bis auf unsere Tage, erhalten blieb. Im Mittelalter spielte der Glockenguß eine große Rolle, doch war auch hier lediglich die auf empirischem Wege erlangte Erfahrung ausschlaggebend. Ebenfalls bis in die Neuzeit erhielt sich die Übung, Messing durch Verschm. von Cu mit Galmei und Kohle herzustellen, wie man schon in alter Zeit, zuerst wohl unbewußt, aus den Erzen Legg. unmittelbar red. hatte.

Die ersten Anfänge wissenschaftlicher Unters., abgesehen von den chem. Analysen, lassen sich vielleicht in einer Arbeit von Réaumur 1722 (L'Art de convertir le fer forgé en acier et l'art d'adoucir le fer fondu, Paris) erblicken. Obwohl schon 1665 von Robert Hooke (Some physiological description of minute bodies made with magnifying glasses, with observations and enquiries thereupon, London) das Mikroskop zu Metallbetrachtungen herangezogen worden war, untersuchte Réaumur doch wieder nur die Bruchfläche von Metallen, wie diese schon von alters her zur Beurteilung der Eigenschaften der Metalle gedient hatte.

Es war Widmanstätten in Wien 1808 vorbehalten, auf Schliffen von Metallen, besonders des Meteoreisens, Bilder aufzufinden, die wir heute als Widmanstättensche Ätzfiguren zu bezeichnen pflegen. Es dauerte aber noch an 50 Jahre, bis das Mikroskop systematisch zur Unters. von Metallschliffen benutzt wurde. Die Studien des Münchener Mineralogen J. N. v. Fuchs (Theoretische Bemerkungen über die Gestaltungszustände des Eisens, Abh. Bayr. [II] 1851. 7. 1) und von Karl Kohn (D. 1851. **121**. 10) befaßten sich hauptsächlich mit Eisenprodd., wie auch H. C. Sorby (On a new method of illustrating the structure of various kinds of steel by nature printing, Proc. Sheffield **1864**, Febr., und On the microscopical structure of iron and steel, Ir. St. J. **1886**. I. 140; 1887. I. 255; Eng. 1882. **54**. 308) in Sheffield Schliffe und die ersten Mikrophotographien von Eisen und Stahl herstellte. Die Legierkunst blieb davon noch unberührt. Dagegen fand seit Beginn des 19. Jahrh. die chem. Analyse immer mehr Eingang. Das Legieren der Metalle wurde wohl auch schon zu Verss. auf empirischem Wege in größerem Umfang betrieben, aber erst nach der Entw. der eingehenden phys.-chem. Unters.-Methh. kann man von einer wissenschaftlichen Legierkunst sprechen.

Über das Wesen der Metallegg. war man lange, selbst noch vor 50 Jahren, nicht im klaren. Münster (Om hytteprodukted sten, Nyt Mag. for Naturvidenskaberne **1876**) suchte zwar schon 1876 nachzuweisen, daß die Beimengungen und Verunreinigungen in den Metallschmelzen ganz allgemein in gel. Form vorkommen, fand aber damals mit seiner Vermutung weder auf wissenschaftlicher noch auf techn. Seite Beachtung. Levol (J. Pharm. Ch. 1850. [3] **17**. 111; A. Ch. Ph. 1852. [3] **36**. 193 und 1853. [3] **39**. 163) stellte seit 1850 systematische Verss. mit Legierungsreihen verschiedener Metalle an, welche die Metalle jeweils in stufenweise wechselnder Menge enthielten, und fand so, daß nur wenige Legg. beim Erstarren homogen bleiben. Das Eutektikum zwischen Cu und Ag hatte er als eine chem. Verb. angesprochen. Seine Forschungen sind für die Kenntnis der Seigerungserscheinungen wichtig geworden. Über die phys. Eigenschaften von Legierungsreihen verdanken wir A. Matthiessen (Rep. Assoc. **1863**. 37; J. Ch. S. 1867. **20**. 201; D. **184**) grundlegende Unterss. Er erkannte auch, daß Metallegg. als erstarrte Lsgg. zu betrachten sind. Eine große Zahl von Verss. wurde von ihm den Veränderungen des SG., der el. Leitfähigkeit und der Thermo-EMK. von Legierungsreihen gewidmet.

Seine Schüler und viele andere Forscher setzten die Arbeiten fort und verschafften der Legierkunst die nötige wissenschaftliche Grundlage durch die Anw. der physikalischen Untersuchungsmethh. Von größter Wichtigkeit wurde für die Entw. der Untersuchungsweise die Entdeckung des Raoultschen Gesetzes der mol. Gefrierpunktserniedrigung und der Siedepunktserhöhung, nachdem Guthrie der Nachweis gelungen war, daß die Legg. als Lsgg. der Metalle ineinander sich in ihrem Verhalten von wss. Salzlsgg. nicht wesentlich unterscheiden. So wurde auch der seit längerer Zeit herrschende Gegensatz zwischen Lösungsmittel und gel. Stoff entfernt. Durch diese Unterss. wurde besonders die als thermische Analyse bezeichnete Untersuchungsmeth. begründet, die namentlich durch G. Tammann in Göttingen ausgebaut und vervollkommnet wurde. F. Calvert und G. Johnson (Phil. Mag. 1855, 1858,

1859, 1869 usw.) untersuchten hauptsächlich die Änderungen der Dichte, Härte und Dilatation von Legierungsreihen. So fanden die phys. Methh. zur Beurteilung der Metallegg. immer mehr Anw. Die Kristallisationserscheinungen in Metallegg. wurden durch genaue Temp.-Messungen von Wiedemann (Wied. Ann. 1878. **3.** 237; 1883. **20.** 228) und Spring (Bl. Acad. Belg. 1894. [3] **28.** 23; Z. phys. Ch. 1894. **15.** 65) verfolgt. Die ersten Schmelzkurven verdanken wir den Unterss. Heycocks und Nevilles (J. Ch. S. 1889. **55.** 666; Phil. Trans. 1887. **189.** 25). Diese, sowie G. Tammann (Z. phys. Ch. 1889. **3.** 441) und auch W. Ramsay (J. Ch. S. 1889. **55.** 521) studierten den Einfluß von gel. Metallen auf die Siedepunktserhöhung von Hg, wobei schon das Raoultsche Gesetz angewendet wurde.

Wie für die phys. Chemie, so wurde auch für die Metallographie (die Lehre von den Metallen und Metallegg.) die Entw. der Gibbschen Phasenregel von größter Bedeutung, besonders nach den Anww. von H. v. Jüptner (St. E. 1889. **12.** 23) und von Le Chatelier (C. r. 1900. **130.** 85). Ungemein fördernd erwies sich für die Kenntnis des Wesens der Metallegg. die Ausgestaltung der Lehre vom heterogenen Gleichgew. durch Bakhuis Roozeboom. Er veröffentlichte 1900 (Z. phys. Ch. **34.** 436) ein Zustandsdiagramm der Fe-C-Legg. unter Auswertung der thermischen Untersuchungsergebnisse von Roberts-Austen (Proc. Mech. Eng. **1899.** 35). Der große Aufschwung, den die Eisenindustrie am Ende des vergangenen Jahrh. nahm, läßt es begreiflich erscheinen, daß sich auf diesem Gebiete viele Forscher betätigten. So machte sich A. v. Martens (Z. D. I. 1878. **11.** 205. 481; Eng. **28.** 88; J. Ir. St. Inst. 1879. **2.** 608) besonders um die Ausbildung der optischen und mech. Prüfungsverff. verdient. Weiterhin arbeiteten E. Heyn und O. Bauer erfolgreich fort. F. Osmond (C. r. 1885. **100.** 450; A. Min. 1885. [8] **8.** 1; ferner: Méthode générale pour l'analyse micrographique des aciers au carbone, Mém. Art. 1887. **15.** 573) und A. Werth (Bl. Soc. Enc., Mai 1895) bereicherten die damals noch junge metallographische Wissenschaft besonders an Methh. zur Sichtbarmachung des Gefüges, wie durch das Reliefpolieren und das Ätzpolieren.

Das Mikroskop war auch schon von Wedding (J. Ir. St. Inst. **1886.** I. 187; St. E. 1886. **6.** 633) zur Beurteilung der Metalle mit Erfolg herangezogen worden. H. Behrens legte 1894 (Das mikroskopische Gefüge der Metalle und Legg., Hamburg) eine Fülle von Beobachtungen über die Kristallisationserscheinungen bei den Metallen und Legg. in einer großen Anzahl von Zeichnungen nieder. H. M. Howe zog aus den Erscheinungen beim Abschrecken der Legg. bei bestimmten Tempp. Rückschlüsse auf die inneren Umwandlungen in ihnen. Diese Meth. benutzten Heycock und Neville (Phil. Trans. [A.] 1902. **202**) besonders bei ihren Unterss. über Bronzen.

Das gewaltige Aufblühen und damit die Begründung der Wichtigkeit der Metallographie als Untersuchungsmeth. der Metalle und Legg. fand aber erst um die Jahrhundertwende statt, als die phys.-chem. mit den mkr. Methh. gemeinsam angewendet wurden. Die Fülle der nun einsetzenden Forschungsarbeiten ist ungemein groß. Es sei nur auf die (besonders in der Z. anorg. Ch. veröffentlichten) Unterss. von G. Tammann in Göttingen und seinen Mitarbeitern, die eine große Zahl binärer Legg. bearbeiteten, hingewiesen. Sie verdrängten die durch Jahrtausende im Legierungsgewerbe heimische Empirie, so daß es auf Grund systematischer Verss. heute möglich ist, jeweils die für bestimmte Zwecke geeignetste Leg. zu erzeugen, die den gestellten Anforderungen am besten zu entsprechen vermag.

Wie in der gesamten Industrie hat sich der Aufschwung im Lauf der letzten Jahrzehnte auch im Legierungsgewerbe bemerkbar gemacht, das in größere Bahnen, teilweise sogar in den Großfabriksbetrieb gelenkt wurde. Die metallographischen Untersuchungsmethh. hatten besonders den Vorteil der neuzeitlichen Desoxydationsmittel gezeigt und diesen schnelle Verbreitung verschafft.

Durch die röntgenographischen Feinstrukturunterss. der letzten Jahre wurde der kristsch. Aufbau der Metalle und der Legg. bewiesen und wichtige Aufklärung auf diesem Gebiete gebracht. Von großer technologischer Bedeutung sind auch die Röntgendurchleuchtungen, durch die z. B. Fehlstellen in Metallgüssen oder in Schweißstellen u. ä. aufzufinden sind. Bei den Leichtlegg., insbesondere Kokillen- und Spritzgußteilen, ist diese Meth. der Beobachtung der Röntgenschattenbilder direkt am Fluoreszenzschirm sehr wertvoll geworden. Auch photographische Röntgenschattenbilder werden mit Vorteil hergestellt.

Über einzelne Legg. finden sich in den Hauptabschnitten II. und III. noch manche geschichtliche Bemerkungen.

C. Bildung der Legierungen.

In der Regel werden die Legg. durch Verschmelzen der Metalle hergestellt. Es gibt aber auch andere Entstehungsmöglichkeiten. So kann der Dampf eines Metalls auf ein anderes (z. B. Zn- oder Sb-Dampf auf erhitztes Cu) wirken. Oder eines der Metalle ist fl., das andere fest (Hg und Au). Auch durch innige Berührung zweier Metalle bei einer Temp., in der ihre Atombewegungen groß genug sind, können sich Legg. bilden (z. B. aus Ni und Fe bei Glühhitze). Zuerst entsteht dabei die Leg.

.r an den sich berührenden Oberflächen, wandert aber nach längerer Erhitzungs-
uer auch in die Tiefe, wie der C bei der Zementstahlbereitung mit der Zeit all-
ihlich in das Eisen eindringt. Druck allein genügt in der Regel noch nicht zur B.
ıer Leg., wie die Verss. von Spring, Masing u. a. m. gezeigt haben; doch wird
rch ihn der Diffusionsvorgang erleichtert oder der Schmp. der Metalle erniedrigt
d so die Entstehung der Legg. begünstigt. Ferner können Legg. durch die gleich-
tige Red. der Metalle aus den Erzen gebildet werden. In neuester Zeit gewinnt
elektrol. Abscheidung aus wss. Legg. oder aus dem Schmelzfluß immer mehr
Bedeutung (z. B. Messing und auch Bronze aus cyankalischen Elektrolyten).
rch das Thermitverf. (Aluminothermie) werden weiterhin einzelne
talle und Legg. erzeugt. Namentlich können so Metalle der Eisengruppe nahezu
ılenstofffrei gewonnen werden.

Die meisten Metalle lassen sich durch Verschmelzen in fast allen Verhältnissen
:einander legieren; doch werden in der Technik nur diejenigen Legg. hergestellt,
für die gewünschten Zwecke die besten Eigenschaften aufweisen. Metalle, die sich
fl. Zustand nur teilweise oder gar nicht miteinander legieren lassen, zeigen nach
debur-Bauer folgende Erscheinungen: 1. Sie bilden zwei Flüssigkeits-
ichten, getrennt nach dem SG., wie Pb-Zn und Zn-Bi. Jede der Schichten enthält
jeder Temp. eine Menge des anderen Metalls in Lsg., die dem Sättigungsgleichgew.
spricht. Durch die Ggw. eines dritten Elements kann dieses Gleichgew. verändert
den (z. B. Parkes Bleientsilberung durch Zn). Bei Al-Cr, Bi-Mn, Pb mit Cr,
Cu, Mn, Ni, ferner Cr mit Cu, Ag, Sn und Fe-Sn, Co-Bi, Ag-Mn und Ag-Ni treffen
dieses Verhältnis an. 2. Fast völlig unl. ineinander sind: Fe-Pb, Al-Pb, Al-Cd,
Cr, Bi-Fe, Fe-Hg, Co-Ni. Von diesen Metallen können also nur mech. Gemenge
gestellt werden. Diese erzielt Guertler durch Pressen von Spänen (z. B. von
und Fe), Friedrich durch Emulgieren, das ist heftiges Verrühren der
Metalle, worauf durch schnelles Abkühlen die Entmischung verhindert wird.

D. Technische Darstellung der Legierungen.

1. Verfahren.

Beim Verhütten der Erze werden zunächst Rohmetalle gewonnen, die neben
ren Verunreinigungen auch fremde Metalle enthalten und meist als Legg. (von zu-
ger und wechselnder Zus.) zu betrachten sind. Aus ihnen werden in der Regel
Metalle erzeugt. In einzelnen Fällen aber (wie bei Antimonblei, Zinnblei, Nickel-
er), in denen sich die Trennung nicht lohnt und das zusammengesetzte Prod.
tfähige Ware bildet, liefern die Hüttenwerke Legg. von bestimmter Zus. Solche
ıen absichtlich auch durch gemeinsame Red. der gemischten Erze oder durch
hm. eines Metalls mit dem Erz des andern unter Zugabe eines Reduktionsmittels
gt werden, wie z. B. durch Schm. von Cu mit Galmei und Kohle zur Gewinnung
Cu-Zn-Leg. Bei dem älteren Verf. zur Darst. von Al erhielt man Legg., wie ge-
auch beim Verhütten von Eisenerzen in Hochöfen entstehen.

In der Regel werden die Legg. durch Zusammenschm. entsprechend reiner
alle dargestellt, weil man auf diese Weise am sichersten Prodd. von ge-
chter Beschaffenheit erhält. Gemeinsame Red. der Metalloxyde durch Al oder
gg. ist ebenfalls brauchbar. Elektrol. gewinnt man Legg. aus wss. Lsgg. der be-
nden Metallsalze, andere durch Erschmelzen mittels el. Heizung, mit oder ohne
ızeitige elektrol. Wirkung des Heizstroms.

Zur Verbesserung der Eigenschaften von Metallen setzt J. Katzinger (D.R.P.
08; Z. Met. 1923. 15. 54) Stoffe wie Si, B oder F-Verbb. den Metallen durch
ittlung dritter Stoffe zu, die (wie Alkalimetalle und ihre Verbb.) sowohl zu den
dmetallen wie zu den Zusatzstoffen eine starke Vereinigungsfähigkeit besitzen,

wobei ein dem Tempern oder dem Zementieren ähnliches Glühverf. nachträglich vorgenommen wird. Beim Zementieren wird ein Metall durch Erhitzen mit einem Zementierpulver ohne zu schmelzen in eine Leg. verwandelt (B. von Messing aus Cu durch Erhitzen mit Zinkerzen oder Zn; Sherardisieren von Fe mit Zn oder nach dem Verf. der Electrical Co. mit Al). Durch Überziehen von Fe mit Al (Kalorisieren oder Alitieren nach dem Verf. der Diamond Power Spezialty Co., Detroit, und dem von Friedr. Krupp A.G.) wird ein wirksamer Schutz des Eisens gegen Flammengase bis etwa 950° erreicht. Das Verf. dient als Schutz der in Flammrohren von Dampfkesseln eingebauten Aschenbläserrohre und für Glühtöpfe oder Einsatzkästen (A. Fry, Hitzebeständige Metallgegenstände, Kruppsche Monatsh., Februar 1925, S. 27). Ähnlich wird ein Cr-Überzug erzeugt (Chromisieren: C. Kelly, Met. I. N.Y. 1923. **23**. 385; G. Grube und W. v. Fleischbein, Festschrift Gustav Tammann. S. A. Z. anorg. Ch. 1926. **154**. 314). W kann ebenfalls durch Diffusion im festen Zustand in Eisen eingebracht werden. Auch sonst bildet man an der Oberfläche von Metallen Legg. durch Erhitzen nach Aufbringen eines Überzugs aus einem anderen Metall.

Manche Metalle lassen sich schwierig miteinander legieren. In solchen Fällen wendet man Vor- oder Zwischenlegierungen an, die meist auf besonderen Werken hergestellt werden und die Einführung ihres Hauptbestandteils in die gewünschte Leg. erleichtern. Viele Zwischenlegg. dienen auch als Desoxydationsmittel (Legiermetalle) zur Red. der in den Legg., namentlich des Cu, vorhandenen Oxyde. Hierzu eignen sich alle leichter als Cu oxydierbaren Metalle und Metalloide, falls sie im Cu unl. Oxyde bilden und nicht durch ihre Ggw. die gewünschten Eigenschaften der Leg. verschlechtern, denn sie müssen in einem gewissen Übsch. angewandt werden, wenn die Entziehung des O vollständig sein soll. Während die Eisenlegg. mehr oder weniger bedeutende Mengen von Körpern, wie Si und Mn, enthalten, die man zur Herbeiführung von Desoxydationen in das Metall einführt, kommt bei den anderen Metallegg. nur das Zn in Betracht, das eine gewisse desoxydierende Wirkung besitzt und deshalb den meisten industriellen Legg., auch solchen, zu deren wesentlichen Bestandteilen es nicht gehört, bis zu etwa 2 % zugesetzt wird. Wie in der Stahlindustrie benutzt man bei den Metallegg. Si, Mn, Al, vielfach auch Na, Ca, Cd und Vorlegg. des Mg und P. Man stellt sie dar durch Zusammenschm. der Metalle (wie das hochproz. Mangankupfer, Manganzinn, Eisenmagnesium) oder aluminothermisch (wie Chrommangan, Chromkupfer, Mangantitan, Manganbor). Siliciumkupfer wird im el. Ofen erzeugt, Phosphorkupfer durch Einleiten von Phosphordämpfen in fl. Cu oder durch Red. von Phosphaten durch Kohle bei Ggw. von Cu. Heyn und Bauer (Metall. 1906. **4**, Heft 8 u. 9; Z. anorg. Ch. 1907. **52**. 146) erhitzen ein Gemenge von Cu-Spänen und rotem P unter Holzkohlendecke auf 300 bis 400°, höchstens 700° und nutzen die Abhitze sowie die P-Dämpfe in einem zweiten und dritten Tiegel aus. Mg-Legg. zu Desoxydationszwecken (wie mit Sn, Cu, Ni, Zn) und auch reines Mg werden von der Chem. Fabrik Griesheim-Elektron zu etwa 0.1% des Einsatzes mittels starken Cu-Drahtes an einer etwa 1.5 m langen, fingerdicken Eisenstange, die mit einer Glasur von Borax versehen wurde, befestigt. Die vorgewärmte Stange wird in den fl. Tiegelinhalt getaucht und das Metall tüchtig durchgerührt. Nach Einführung des Desoxydationsmittels wird die Schmelze mit zerkleinerter Holzkohle bedeckt und der Tiegel nochmals der vollen Ofenglut ausgesetzt. Bei größerem Bedarf empfiehlt sich die Anw. von Vorlegg. mit einem Gehalt von 2 % Mg, von denen 5 % des Einsatzes zugesetzt werden.

Bei der Herst. der Legg. darf das Metall keine schädigenden fremden Stoffe aufnehmen; besonders ist der O_2 fernzuhalten, um Verluste durch Oxd. und damit Änderung der Zus. der Legg. zu vermeiden. Manche Metalle (wie Fe, Ni, Cu) lösen aber auch ihr Oxyd, das während der Erstarrung mit etwa vorhandenen Sulfiden oder Kohle SO_2 oder CO bildet oder als Fremdkörper in der Leg. eingelagert bleibt.

Beim Schm. von Fe ist H_2, bei Edelmetallen O_2 fernzuhalten, um die Entstehung von blasigem Guß zu verhindern. Den besten Schutz bildet eine Decke von Borax, Glas (Flußspat und Schlacken) oder Kohlenpulver (sofern C von den Metallen nicht aufgenommen wird).

In der Regel wird beim Zusammenschm. der Metalle das leichter schmelzbare Metall in das fl. schwerer schmelzbare eingetragen. Zur Erzielung homogener Mischungen wird die Schmelze, besonders bei Metallen von sehr verschiedenem SG. oder geringer Legierbarkeit, mit trockenen Hölzern, seltener mit Metallstäben dauernd gerührt und dann schnell zum Erstarren gebracht, damit nicht durch Seigerung Ungleichmäßigkeiten entstehen. Meist gewinnt die Güte der Leg. durch Umschmelzen, weil dadurch größere Gleichmäßigkeit erreicht wird. In anderen Fällen beeinträchtigt aber das Umschmelzen (besonders bei Zinnbronzen, vgl. E. Heyn und O. Bauer, Mitt. Matprfg. **1904**. 137), oft schon zu langes Beharren im fl. Zustand bei der Herst., die Beschaffenheit der Leg.

Allerlei Abfälle von der Gewinnung oder Benutzung der Legg. werden verwertet, indem man zur Vermeidung von Verlusten durch Oxd. das Altmaterial zunächst schm. und erst dann weitere Legierungsmetalle zugibt. Über Zeitersparnis und Wärmehaushalt bei der Herst. von Legg. vgl. W. Guertler (Z. Met. 1914. **6**. 183, 238). Metallspäne in Form von Briketts können die Schmelzkosten wesentlich verringern und die Herst. reinerer Legg. ermöglichen. Beim Brikettschmelzen wird der Schmelzraum besser ausgenutzt und die zum Schm. erforderliche Zeit wesentlich verringert. Der Abbrand ist besonders bei stark zinkhaltigen Legg. nach den Verss. von Mehrtens (Werkstattstechn. 1912. **6**. 612) beim Verschm. von Metallspänebriketts um etwa 10 % geringer als bei Verw. nichtbrikettierter Späne. Bei der Verarbeitung der Späne von Cu-Legg. und auch von Weißmetallen empfiehlt es sich, mittels eines Elektromagneten die verunreinigenden Eisenteile zu entfernen. Vgl. a. F. Reinboth (Met. **1917**. 15). Niedrig sd. Metalle (Hg, K, Na, Cd, Zn) soll man (E. Fernholz, D.R.P. 309 114, 23. 3. 1918) mit solchen von hohem Schmp. (Fe, Ni, Mn) in beliebigem Verhältnis legieren können, wenn man den Sdp. der ersteren auf den Schmp. der letzteren durch Erhitzen unter starkem Druck, z. B. mit hoch komprimierten oder fl. Gasen, bringt. Auch das Gießen und Abkühlen bis zum Sdp. des niedrig schm. Metalls muß unter Druck erfolgen.

Es mag hier noch erwähnt werden, daß das Löten nicht nur bei den reinen Metallen, sondern auch bei der Weiterverarbeitung der Halbzeuge von Legg. viel angewendet wird und seinerseits wieder ein oberflächliches Legieren darstellt. Neuerdings wird vielfach auch die autogene Schweißung für Legg. benutzt, wobei jedoch ganz besondere Vorsichtsmaßregeln gebraucht werden müssen, da die heiße Schweißflamme leicht Veränderungen bewirkt. Es werden so, wie beim Löten, zwei gleiche oder verschiedene Metalle oder auch Legg. vereinigt, wobei man als Zusatzmittel meist den Stoff wählt, der den niedrigeren Schmp. besitzt. Bei Cu und seinen Legg. (vgl. Th. Kautny, Leitfaden für Acetylenschweißer, Halle 1914, und Handbuch der autogenen Metallbearbeitung, Halle 1919) ist auf die Gefahr der Oxd. der Schweißnaht besondere Rücksicht zu nehmen. Es werden daher als Zusatzmetalle meist Stäbchen von Legg. verwendet, die desoxydierende Mittel (meist P) enthalten. Auch Ni-, Ag-, Au-, Pb- und Al-Legg. werden autogen verschweißt, wobei besonders Al und seine Legg. eine gewisse Vorsicht gegen oxdd. Einflüsse erfordern. Die el. Lichtbogenschweißung wird weniger benutzt. Dagegen findet die el. „Punkt- und Nahtschweißung" und besonders die Schweißung durch el. Widerstandserhitzung bei Legg. sehr vorteilhaft Anw., denn hier sind die oxdd. Einflüsse sehr gering. Derartig geschweißte Messingbleche können z. B. leicht gezogen und gedrückt werden.

Die Weiterverarbeitung der Legg. durch Gießen erfolgt seit langem in Sand- oder Metallformen (Sand- und Kokillenguß). Das Formen und Gießen ist auch heute noch eine Kunst und erfordert viel Erfahrung, besonders in der Anordnung

Schmelzöfen (zu S. 10).

Bedeutung der Buchstaben für alle Figuren:

A = Aschenfall, Ab = Abzug, B, B_1 und B_2 = Brenner, Ch = Chamotte, D = Drehachse, F = Feuer- oder Verbrennungsraum, Fr = Eisen, H = Herd, K = Kipp- oder Drehvorrichtung, T = Tiegel.

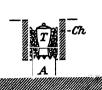
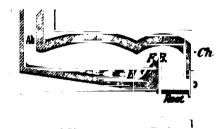



Fig. 1. Schmelzofen mit Trockenraum für Gelbgießer.

Fig. 2. Flammtiegelofen.

Fig. 3. Flammofen.

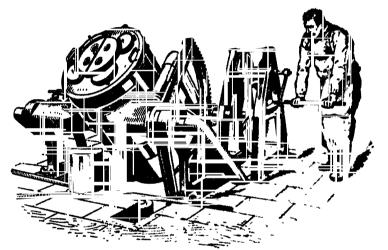



Fig. 4. Kippbarer Tiegelofen für Koksfeuerung

Fig. 5. Gastiegelofen

Fig. 6. Kleiner Gastiegelofen mit Mékerbrenner.

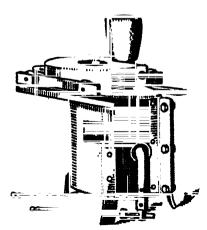



Fig. 7. Gastiegelofen mit Mékerbrenner für Druckluft oder Sauerstoff.

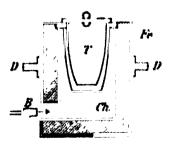



Fig. 8. Tiegelschmelzofen nach Steele.

Fig. 9. Schmelzofen nach Charlier mit Rohölfeuerung.

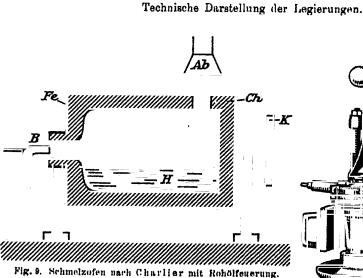



Fig. 10. Rockwellofen mit Vorwärmung für Rohölfeuerung.

Fig. 11 Transformatortiegelschmelzofen, System Helberger, für Laboratorien.

Fig. 1. Mit Koksfeuerung. Geschichtlich wichtige Form. Der Trockenraum dient zum Trocknen der Gußformen und wird heute meist durch einen eigenen Trockenofen ersetzt.

Fig. 2. Für langflammiges Brennmaterial, Gas oder Rohöl. Wurde vielfach im Großbetriebe zum Messingschmelzen angewendet.

Fig. 3. Flammofen zum Bronzeschmelzen für große Mengen Metall, die mit den Feuergasen, meist von Holz, ohne Schaden in Berührung kommen dürfen.

Fig. 4. Neuzeitlicher Ofen von Basse und Selve.

Fig. 5. Meist für Versuchsschmelzen.

Fig. 6. Besonders für Laboratorien.

Fig. 7. Mittlere bis große Ausführung.

Fig. 8. Für Rohölfeuerung (auch für Gas). Kippbar; für größere Mengen Metall.

Fig. 9. Drehbar.

Fig. 10. Vorwärmung durch die Heizgase abwechselnd auf den Herden H_2 und H_1.

Fig. 11. In wenigen Min. Tempp. von 3000° und mehr erzielbar. Infolge der genauen Temp.-Regelung besonders für Versuchsschmelzen geeignet.

Fig. 12. Transformatortiegelschmelzofen, System Helberger, für zwei Tiegel

Fig. 12. Größer. Von den zwei Tiegeln einer kippbar. Für Schmelzen bis zu 100 kg. Der Inhalt des kleinen Tiegels kann z. B. zum Zusatze kleiner Mengen eines hoch schm. Metalls in fl. Zustande zum Inhalte des großen Tiegels benutzt werden.

der Anschnitte, Eingüsse, Steiger usw. Früher wurden gestaltreiche Gußstücke nur in getrockneten Formen gegossen. Heute geht man immer mehr dazu über, in „grünen“, d. h. nassen (ungetrockneten) Sandformen zu vergießen. Man erzielt so schnellere Abkühlung und dadurch bessere Festigkeit (feineres Korn!) der Gußstücke und höhere Erzeugungsmenge. Beim Gießen und Formgeben sind Saugen (Lunkern) und Seigerung zu beachten, scharfe Ecken und Kanten sowie unvermittelte und starke Querschnittsübergänge zu vermeiden. Wo diese trotzdem auszuführen sind, hilft man sich durch örtliche Kühlung mit Schreckeisen (bei Al-Legg. auch Platten aus Rotguß), ähnlich wie dies beim Hartguß zur Erzielung der harten Schale (Härtungsschicht) geschieht.

Neuerdings findet der Schleuderguß immer mehr Verw. Im kleineren Maßstabe wird er besonders bei den Edelmetallegg. für Zahnersatz benutzt. Im Großbetrieb werden nach ihm vielfach Rohre aus Gußeisen, aber auch aus Bronze, Messing, Rotguß, Stahlguß und Al-Legg. hergestellt. Sie zeichnen sich durch gute Qualitätswerte und ein sehr dichtes Gefüge aus. Durch die Schleuderkraft wird besonders die Außenschicht sehr dicht. Sog. Kaltschweißstellen sind hier lästig und gefährlich. Rohre für die Herst. von Kolbenringen werden vorteilhaft nach dem Schleudergußverf. hergestellt.

Der Kokillenguß für Al-Legg., Messing und Bronze ist heute schon sehr hoch entwickelt. Er liefert viele Massenerzeugnisse, z. B. Staubsaugerteile, ja ganze Gehäuse von Verbrennungskraftmotoren für Kraftfahrzeuge aus Al-Legg. Die Kokillenform (aus Grauguß oder Cr-Stahl) ist billiger als die Spritzgußform, so daß bei Kokillenguß schon kleinere Mengen wirtschaftlich sind.

Durch Gießen in der Leere (vgl. Compressed Air Mag. 17. Nr. 2. S. 6330) oder unter Druck gewinnt man feste, blasenfreie Güsse. Letzterer Spritzguß dient jetzt mit Vorteil zur Erzeugung von Massenfabrikaten aus Weißmetallen, Al-Legg. und sogar Messing oder Bronze, bei denen die Abmessungen der metallenen Gußform sehr genau wiedergegeben werden.

Vgl. Met. 1914. Heft 6, 10 und 12; La Fonderie moderne 1913. Nr. 10 u. 11; Gieß. Z. 1911. 690, aus Foundry Trade J. 13. Nr. 116; R. Uhlmann, Der Spritzguß (Berlin 1925); Gebr. Eckert, Gesammelte Erfahrungen in der Spritzgußfabrikation (Nürnberg 1924, Selbstverlag) sowie A. W. F. 206, Der Spritzguß und seine Anwendung (1927); A. Kaufmann (Z. Ver. Ing. 1926. 70. 285); L. Frommer (Werkstoffhandbuch, Nichteisenmetalle, Berlin 1927, P 12/13; Werkstattstechn. 1926. 20. 99, 177), Das wirtschaftlichste Lagermetall (Braunschweig 1928, S. 41).

2. Schmelzöfen.

Früher erschmolz man die Legg. beim Arbeiten im kleinen und zum Schutz der Metalle vor der Berührung mit den Feuergasen in Ton- oder Graphittiegeln, leicht schm. Metalle (Pb, Sn, Bi, Cd) und deren Legg. in Kesseln. Später benutzte man und noch jetzt verwendet man Flammöfen mit Generatorgasen, die am sichersten eine redd. Flamme liefern. In neuerer Zeit sind eine ganze Reihe von Öfen gebaut worden, in denen man unter Wahrung aller Vorteile des Tiegelofenverf. den Grad der Reinheit der Prodd. noch erheblich zu erhöhen vermag. Zu diesen Öfen gehören die viel angewendeten von Charlier, Morgan, Steele, Rockwell, Schwarz (St. E. 1904. 24. 169; Iron Tr. J. 1908. 309). Auch elektrische Öfen mit Lichtbogen-, Induktions- oder Widerstandserhitzung werden benutzt. Nachdem sie sich in der Eisenlegierungsindustrie bewährt hatten, ist man zu ihrer Einführung beim Messingschmelzen geschritten. Für dieses — wie für das Verschmelzen von Legg., deren einer Bestandteil leicht verdampfbar ist, im allgemeinen — eignen sich außer den Induktionsöfen nur solche mit mittelbarer Bogen- oder Widerstandserhitzung. Vgl. z. B. D. D. Miller, H. M. St. John, H. W. Gillett und A. E. Rhoads (Met. Ch. Eng. 1917. 17. 380 u. 537; 1918. 19. 320; 1918. 18. 583); E. F. Ruß (Die Elektrometallöfen, München-Berlin 1922); K. Stadtmüller (Die

Schmelzöfen der Eisen-, Stahl- und Metallindustrie, Karlsruhe und Leipzig 1922). Neuerdings erlangen die Hochfrequenzöfen nicht nur im Laboratorium, sondern besonders auch in den großen Messingwerken, in denen ununterbrochener Betrieb möglich ist, immer mehr Eingang.

Ein Bild von den verschiedenen Ausgestaltungen der Öfen, das auch die historische Entw. zeigt, geben die Fig. 1 12 auf S. 8 und 9.

E. Eigenschaften der Metalle und Legierungen.

1. Kristalliner Aufbau metallischer Stoffe.

Sowohl durch die mkr. Unters. geätzter Metallschliffe als auch durch die Schmelz- und Erstarrungserscheinungen, die thermische Analyse, hat man den rein kristallinen Aufbau aller Metalle und Legg. erkannt. Und es ist noch sehr fraglich, ob es amorphe metallische Stoffe gibt, wie sie vorübergehend (Beilby) nach einer kräftigen Kaltbearbeitung entstehen sollen.

Durch die Erforschung der Beugungserscheinungen der *Röntgenstrahlen* wurde es, nach dem Vorgang von M. v. Laue, und weiterhin durch die Unterss. von W. H. u. W. L. Bragg, P. Debye u. P. Scherrer, Bohlin, F. Rinne, F. Wever, R. Groß, E. Schiebold usw., möglich, die sog. Elementarabstände zu messen, d. h. die Entfernung je zweier benachbarter At. im Raumgitter der Kristalle. Durch die Röntgenographie gelang es, den schon viel früher von Bravais und P. v. Groth vermuteten gitterartigen Aufbau der Kristalle zu beweisen (M. v. Schwarz, Gieß.

Fig. 13. Kubische Raumgitter von Kristallen

1922. **9**. Heft 4 u. 5). Durch 14 verschiedene Raumgitter-Arten können wir alle Kristallsysteme darstellen. Im regulären System, dem die meisten Metalle und Legg. angehören, finden wir ein Würfelgitter (Fig. 13). Nach der Art der Verteilung der At. können wir unterscheiden: das 8-Punktgitter (P.G.) (*A* in Fig. 13), bei dem die Ecken des Elementarwürfels von den At. besetzt werden; das 9-Punktgitter, in dem noch in der Mitte des Würfels ein At. gelagert zu denken ist (raumzentrisches Würfelgitter, *B* in Fig. 13) und das 14-Punktgitter, bei dem je 1 At. an den Ecken und auf den Mitten der Seitenflächen des Elementarwürfels anzunehmen ist (*C* in Fig. 13). Das 9-P.G. wird neuestens auch 2-P.G. und das 14-P.G. 4-P.G. genannt, weil eben diese Zahlen von Atomen jedem Elementarwürfel im Verbande zukommen.

In der Tabelle auf S. 12 sind die Elementarabstände in Angström (Å. 10^{-8} cm) für die wichtigsten Metalle angegeben, wobei a die Kantenlänge des Elementarwürfels, a und c die Kantenlängen des Elementarparallelepipeds bedeuten.

Schon 1897 hatte Röntgen darauf hingewiesen, daß Durchleuchtung mit den von ihm entdeckten Strahlen Fehlstellen in Rohstoffen, Halbzeugen und Fertigstoffen auffinden lasse. Fig. 14 a- c zeigt (M. v. Schwarz, Z. Met. 1927. **19**. 215) Röntgenschattenbilder der 15 mm dicken Sandgußstücke einer Al-Leg., von denen die rechte Platte praktisch einwandfrei ist, während die linke neben einem sehr großen hellen Hohlraum noch zahlreiche kleinere Gasblaseneinschlüsse aufweist.

Raumgitter mit Elementarabständen.

Symbol	Gittertypus und kristallogr. Symmetrie	a bzw. a und c in Å.	Symbol	Gittertypus und kristallogr. Symmetrie	a bzw. a und c in Å.
Ag	14-P.G. kub. holoedr.	4.08	Mg²)	hex. holoedr.	3.20, 5.20
Al	14-P.G. kub. holoedr.	4.04	Mo	9-P.G.	3.41
As¹)	rhomb. hemiedr.	—	Na	9-P.G. kub.	4.30
Au	14-P.G. kub. holoedr.	4.07	Nb	14-P.G.	4.10
Be	hex. (holoedr.?)	2.287, 3.62	Ni α	14-P.G. kub. holoedr.	3.52
Bi	rhomb. hemiedr.	4.74, 6.16	Os²)	hex.	2.71, 4.32
Ca	14-P.G.? hex.?	5.56	Pb	14-P.G. kub. holoedr.	4.93
Cd²)	hex. holoedr.	2.97, 5.61	Pd	14-P.G.	3.87
Ce α	14-P.G.	5.12	Pt	14-P.G. kub. holoedr.	3.91
Ce²) β	hex.?	3.69, 5.96	Rh	14-P.G.	3.80
Co α	14-P.G. kub. holoedr.	3.55	Ru²)	hex.	2.69, 4.28
Co β	hex. holoedr.	2.511, 4.11	Sb	rhomb. hemiedr.	4.50, 5.94
Cr α	9-P.G. kub.	2.87	Si³)	2 × 14-P.G. kub. hol.	5.42
Cr²) β	hex.	2.71, 4.41	Sn⁴) α, grau	2 × 14-P.G. rhomb. hol.	6.46
Cu	14-P.G. kub. holoedr.	3.61	Sn β, weiß	14-P.G. tetrag. hol.	5.84, 3.15
Fe α (β)	9-P.G. kub. holoedr.	2.86	Ta	9-P.G.	3.32
Fe γ	14-P.G. kub.	3.61	Th	14-P.G. kub. holoedr.	5.08
Fe δ	9-P.G.	2.93	Ti²)	hex.	2.95, 4.69
Ge⁴)	2 × 14-P.G. kub.	5.64	V	9-P.G.	3.04
Hg	rhomboedr.	3.025	W	9-P.G. kub. holoedr.	3.16
Ir	14-P.G.	3.82	Zn²)	hex.	2.45, 4.93
K	9-P.G.	5.20	Zr²)	hex.	3.23, 5.14
Li	9-P.G.	3.50			

¹) Wie Bi und Sb. — ²) Dichteste hexagonale Kugelpackung. ³) Diamantgitter, Atomabstand = 2.33 Å. — ⁴) Diamantgitter = 2 × 14-P.G. um ein Viertel verschoben.

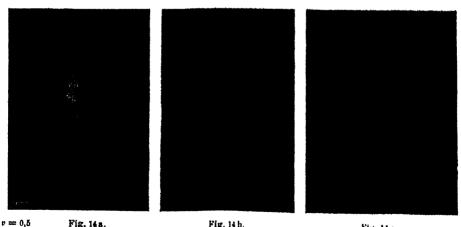
Ergebnisse der Röntgendurchleuchtung bringt ferner M. v. Schwarz (Z. Bayer. Rev.-Ver. 1926. 30. Nr. 5 u. 6; Gieß. 1928. 15. 883, 921). Eine zusammenfassende Übersicht über die Materialprüfung mit Röntgenstrahlen, unter besonderer Berücksichtigung der Röntgenmetallographie gibt R. Glocker in dem Buche desselben Titels (Berlin 1927), wo auch das neueste Schrifttum zusammengestellt ist. Ferner: R. Berthold, Anwendung und Technik der Feinstrukturuntersuchung mit Röntgenstrahlen (Berlin 1927); O. Morgenstern, Der gegenwärtige Stand der Röntgendurchstrahlung von Metallen (Berlin 1927).

v = 0,5 Fig. 14a. Fig. 14b. Fig. 14c.

Fig. 14a—c. Röntgenschattenbilder von Sandgußplatten einer Aluminiumlegierung

Durch die röntgenographische Unters. konnte ferner erkannt werden, daß durch weitgehende *Kaltbearbeitung* eine gewisse Orientierung der einzelnen Metallkristallkörner zur Streckrichtung eintritt, und so die kennzeichnenden Eigenschaften von

kaltgewalzten Blechen, oder noch besser von kaltgezogenen Drähten erklärt werden, bei denen sich eine Art von „F a s e r s t r u k t u r" ausbildet, wie man dies auf metallographischen Längsschliffen mit Hilfe des Mikroskops erkennt (vgl. Fig. 45 u. 46, S. 28 u. 29). Die durch Erhitzung bewirkte Aufhebung dieses Zwangszustandes, verbun-

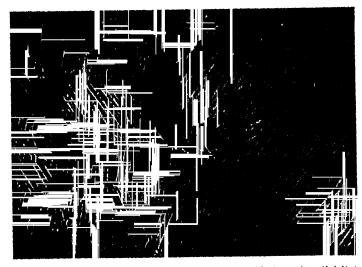



Fig. 15. Oberfläche eines polierten und dann gepreßten Kupferblechs, zeigt Gleitlinienbildung.

den mit einer „R e k r i s t a l l i s a t i o n", kann durch röntgenographische Unterss. wohl noch genauer festgestellt werden als mit Hilfe des Mikroskops. Vermutlich wird so die lang umstrittene Frage, worin die V e r f e s t i g u n g durch die Kaltbearbeitung begründet ist, gelöst werden. Bei schwachen Verformungen findet zwar das Fließen vielfach unter B. von Gleitflächen statt (T r a n s l a t i o n s h y p o t h e s e), doch bemerkt J. C z o c h r a l s k i richtig, daß bei weiter fortschreitender Verlagerung dem Gleiten nach den kristallographischen Gleitflächen nur eine sehr untergeordnete Rolle zukommt. Er stellte deshalb die V e r l a g e r u n g s h y p o t h e s e (Moderne Metallkunde, S. 166) auf. Vgl. a. E. S c h m i d (Z. Met. 1928. **20**. 421).

Beanspruchungen von metallischen Stoffen, welche die Elastizitätsgrenze überschreiten, kann man auf polierten Flächen durch B. von G l e i t l i n i e n erkennen. Bei K u p f e r lassen sich diese plastisch deformierten Kristallkörner leicht zeigen, wenn man ein hochglanzpoliertes Stück Blech zwischen den Backen eines Schraubstocks preßt (Fig. 15), wodurch leichte parallele Deformation eintritt. Die Erscheinung

Fig. 16. Schema der „einfachen Schiebung". Fig. 17. Schema der „Translation".

wurde schon in den 60er Jahren des vorigen Jahrh. von E. R e u s c h entdeckt und e i n f a c h e S c h i e b u n g genannt. Sie ist schematisch in Fig. 16 dargestellt. Unter der Einw. der durch die Pfeile angedeuteten Spannung findet eine seitliche Verschiebung der Kristallamelle L_1 längs der Gleitebene GE_1 statt, während die Lamelle L_2 in die Zwillingsstellung umgeklappt wird und L_3 unverändert bleibt.

Später fand O. Mügge eine einfachere Art der plastischen Deformation, die sog. Translation (schematisch in Fig. 17)[1]). Bei ihr verschiebt die bei den Pfeilen wirkende Kraft die Kristallamelle L_1 lediglich gegen L_2, längs der Gleitebene *G E*. Gleitlinienbildung und Zwillingslamellen finden sich oft auch auf Schliffen ausgeglühter, vor- oder nachher kaltverformter metallischer Stoffe, z. B. bei Cu (vgl. Fig. 50, S. 30), Ag, Messing usw., sehr selten bei weichem Eisen, häufiger bei den polyedrischen austenitischen Stahlsorten.

2. Die Ausbildung des Gefüges.

Das Gefüge der metallischen Stoffe ist in erster Linie für deren mech. Verhalten maßgebend. Wie alle Kristalle entwickeln sich auch die der Metalle (Kristallite) aus Keimen von sog. Kristallisationszentren aus. Allgemein ist bei den Metallen die Kristallisationsgeschwindigkeit sehr groß und übertrifft die in der org.

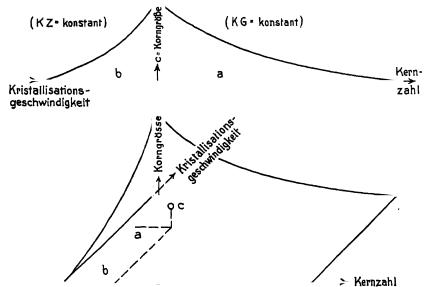



Fig. 18. Beziehungen zwischen Kristallisationsgeschwindigkeit und Kernzahl bzw. Korngröße.

Welt vorkommenden Wachstumsgeschwindigkeiten tausend- und millionenfach. J. Czochralski (Z. phys. Ch. 1917. **92**. 219) maß die lineare bei Sn zu etwa 9 cm/min, Zn 10, Pb 14. Unterkühlung, die schwierig ist, scheint von keinem großen Einfluß zu sein. Von der Geschwindigkeit der Abkühlung hängt stark die *Korngröße* bei Metallen ab. Allgemein bewirkt schnelle Abkühlung die Ausbildung eines feinkörnigen Kristallgefüges, weil hier durch eine Unterkühlung schnell die Kernzahl vermehrt wird. Als Kernzahlen ber. J. Czochralski (Gieß. Z. **1921**. 85; Moderne Metallkunde, S. 79) für Sn etwa 9 cm^3/min, Zn 10, Pb 3,8. Über die Beziehungen zwischen der Kristallisationsgeschwindigkeit und der Kernzahl zur entstehenden Korngröße gibt das Raumschaubild nach J. Czochralski (Z. Ver. Ing. 1917. **61**. 345) (Fig. 18) wohl die einfachste Auskunft. Man sieht ohne weiteres, daß die Korngröße der Kernzahl umgekehrt proportional ist. Bei konstant bleibender Kernzahl ergibt sich eine steigende Korngröße mit wachsender Kristallisationsgeschwindigkeit. Allerdings ist bei den metallischen Stoffen der Einfluß der Unterkühlungstemp. auf die Kern-

[1]) Die unglückliche Bezeichnung dieser zwei Hauptarten der plastischen Deformation ist in der verschiedenen Entdeckungszeit begründet.

bildung und Kristallisationsgeschwindigkeit noch nicht vollständig zahlenmäßig erfaßt worden, so daß dem Raumdiagramm in Fig. 18 nur eine schematische Bedeutung zukommt. Trotzdem ist es für die Metallgießerei von großer Wichtigkeit, denn es zeigt uns den Weg, zu einer bestimmten Korngröße zu gelangen. Die mech. Eigenschaften (namentlich Kerbzähigkeit, Zerreiß- und Biegungsfestigkeit, sowie Dehnung) der Gußmetalle sind besonders von der Korngröße abhängig (Fig. 19) (J. Czochralski, St. E. 1916. **36.** 863; Mod. Metallk. S. 82). Hier interessiert uns besonders die Schaulinie von *c* nach *z*, die für Mehrkristallaggregate mit regelloser Lagerung der einzelnen Kristalle gültig ist. Bei sehr grobkörnigen metallischen Stoffen, besonders bei ähnlicher Orientierung mehrerer der Körner, finden sich Abweichungen, die beim Einkristall die Höchstwerte erreichen, wie dies durch die Fläche *a b c* zum Ausdruck gebracht wird. Der Verlauf der Schaulinie $c \rightarrow z$ gibt an, daß mit zunehmender Feinkörnigkeit die Festigkeit der Metalle steigt, die Dehnung aber sinkt. Dies gilt be-

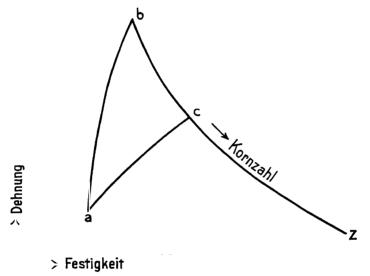



Fig. 19. Abhängigkeit der Festigkeit und Dehnung der Gußmetalle von der Korngröße.

sonders auch, wenn die Feinkörnigkeit durch vorausgehende Kaltbearbeitung hervorgerufen wurde.

Bei Gußmetallen beeinflußt man die Korngröße durch die Gießtemp. und die Wärmeentziehung durch die Gußform. Getrocknete Masse- und Sandformen bedingen langsame Abkühlung, nasse Sandformen sowie insbesondere der Schalen- oder Kokillenguß schnelle. Durch letztere wird das Korn verfeinert und werden die mech. Festigkeit und besonders die Härte erhöht. Den Einfluß der Gießtemp. auf die Eigenschaften (σ_B = Bruchgrenze, φ = Dehnung) einer in Sand gegossenen Maschinenbronze mit 88 Cu, 6 Sn, 6 Zn zeigen die Figg. 20 u. 21 nach F. W. Rowe (Met. I. **1924**. 251). Das Optimum liegt bei 1130° (bei diesen Abmessungen und Abkühlungsverhältnissen sowie dieser Zus.).

Sehr große *Einzelkristalle* werden in der Praxis nur selten beobachtet und sind bei techn. metallischen Erzeugnissen auch nicht erwünscht. Durch sehr langsames Abkühlen großer Gußstücke wird grobes Kristallgefüge begünstigt, und man gelangt manchmal zu gut ausgebildeten Einzelkristallen, die ungehindert in einen Lunkerhohlraum hineingewachsen sind. Bei einheitlichen Metallschmelzen oder Legg., die zu Mischkristallen erstarren, behindern sich die verschiedenen einzelnen Kristallkörner gegenseitig an der Ausbildung, so daß die Oberfläche der Kristallkörner der

Fig. 20. Fig. 21.

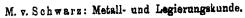
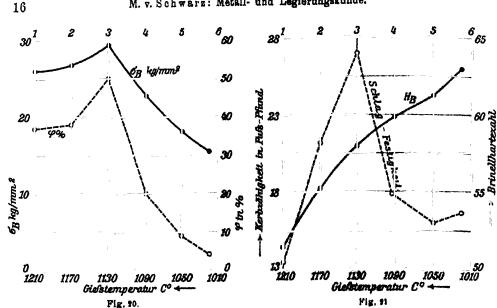



Fig. 20 u. 21. Einfluß der Gießtemperatur auf die mechanischen Eigenschaften von Maschinenbronze.

Metalle nur selten von den natürlichen Kristallflächen begrenzt ist, die z. B. den Mineralkristallen ihr kennzeichnendes Aussehen verleihen. Gut ausgebildete idiomorphe Kristalle entstehen manchmal bei der Elektrolyse, wie Fig. 22 solche

v = ∾ 2,5.

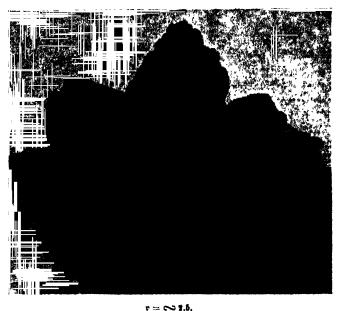
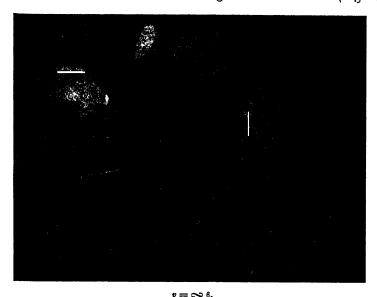
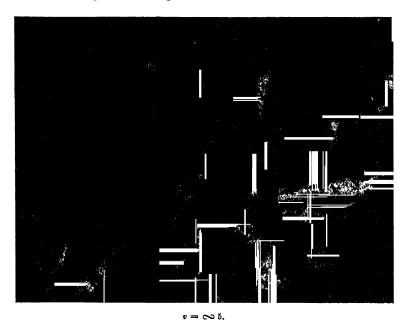



Fig. 22. Elektrolytische Kupferkristalle.

Kupfer-Kristalle darstellt. Die aus einer Schmelze erstarrten Metalle zeigen ihren Kornaufbau manchmal auf der Erstarrungsoberfläche. Bei erstarrten Edelmetallen sieht man öfter ein polygonales Netzwerk, wie etwa in Fig. 23, welche die Erstarrungsoberfläche eines Gold-Barrens darstellt. Die einzelnen Kristallkörner erscheinen verschieden hell, je nach ihrer Lage. Unter günstigen Bedingungen bilden sich

auch bei anderen erstarrten Metallschmelzen Korngefüge auf der Oberfläche aus, z. B. häufig bei Sb-Regulus und Al sowie unter dem Schutze der Al_2O_3-Schlackendecke manchmal auch bei aluminothermisch gewonnenem Eisen (Fig. 24).

$v = \sim 6$.
Fig. 23. Erstarrungsoberfläche von sehr reinem Gold.

$v = \sim 5$.
Fig. 24. Erstarrungsoberfläche von aluminothermisch gewonnenem Eisen.

Läßt man eine Schmelze soweit erstarren, daß ein Teil davon krist. und gießt den noch fl. Rest aus, so erhält man, besonders bei Bi und Pb oder auch bei Pb-Sn-Legg., oft hübsche Kristalldrusen. Fig. 25 zeigt einen so entstandenen treppenstufenförmigen Wachstumskristall von Wismut.

Zur mkr. Unters. metallischer Stoffe verwendet man meist fein polierte Schnitte, *Schliffe* genannt. Die einzelnen Metallkristallkörner werden von der Schlifffläche geschnitten und erscheinen so als Polygone, wie etwa Fig. 26 bei einem heiß gewalzten Kupferdraht zeigt. Am häufigsten sind die Polygone Fünfecke; daneben kommen Vier- und Sechsecke öfter vor. Durch Großzahlforschungen konnte diese

$v = \sim 3$.

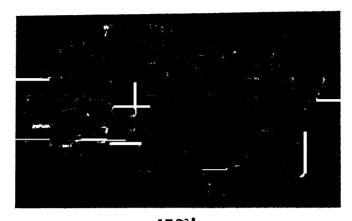



Fig. 25. Kristallskelett von Wismut, künstlich hergestellt.

Gesetzmäßigkeit von C. H. Desh (Rec. P. B. 1923. **42**. 822; Auszug St. E. 1925. **45**. 123) belegt werden. Fig. 27 zeigt als Beispiel, daß sowohl bei β-Messing (gestrichelte Kurve) als auch bei Chromstahl (ausgezogene Kurve) fünfeckige Kristallpolygone vorherrschen.

Herst. der Metallschliffe erfolgt zuerst durch spanabhebende Bearbeitung, bis an dem zu untersuchenden Stück oder Schnitt eine ebene Fläche erreicht ist, was durch

$v = 300$.

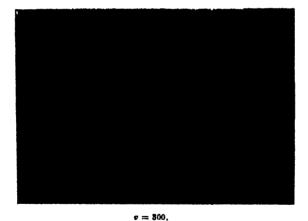



Fig. 26. Gefüge von heiß gewalztem Kupferdraht im Querschnitt.

Abdrehen, Hobeln, Fräsen, Schleifen auf Schmirgel- bzw. anderen Schleifscheiben, Feilen geschieht, je nach der Härte und Bearbeitbarkeit. Dann wird der Schliff auf Schmirgelpapieren zunehmender Feinheit abgezogen und nach Abwaschen auf umlaufenden Scheiben, die mit dünnem, reinem Schafwolltuch bespannt sind, mit wäßrigen Aufschwemmungen eines „Poliermittels" sorgfältig auf Hochglanz poliert. Vorzüglich geeignet ist geschlämmtes Aluminiumoxyd, das fertig im Handel erhältlich ist[1]).

[1]) Metallographische Anstalt P. F. Dujardin & Co., Düsseldorf, Rathausufer 16.

Meist muß man das Gefüge der metallischen Stoffe durch *Ätzen* erst entwickeln. Dabei enthüllt sich der kristalline Aufbau der Metallkristallkörner, denn der Angriff erfolgt in Beziehung zur kristallographischen Orientierung, wie dies besonders H. Baumhauer gezeigt hat. Bei Cu, Fe und Al z. B. entstehen Ätzfiguren, die sozusagen „negativen Würfeln" entsprechen, d. h. die nach dem Ätzangriff verbleibende Oberfläche wird von Teilen von Würfelflächen des Metallkristallkorns gebildet. Es ist dabei gleichgültig, ob die der Ätzung ausgesetzte Oberfläche eine natürliche Kristallfläche ist, oder ob sie durch Anschleifen willkürlich, in beliebiger Orientierung zu den kristallographischen Achsen, hergestellt wurde. Fig. 28 zeigt (M. v. Schwarz, Intern. Z. Met. 1915. 7. Heft 2) auf der Oktaederfläche eines Kupfer-Kristalls Ätzgrübchen (Ätzfiguren) von der Form gleichseitiger Dreiecke. Denkt man sich einen Würfel mit der Ecke in eine Oktaederfläche hineingedrückt, so erhält man dieselbe Form, wie sie durch den Ätzangriff hervorgebracht wird. Für Tiefätzungen ist nach J. Czochralski besonders 10%ige $(NH_4)_2S_2O_8$-Lsg. geeignet. Diese ergibt bei Cu auf der Würfelfläche das Gefüge in Fig. 29 nach 15, das mit tieferen quadratischen Ätzfiguren

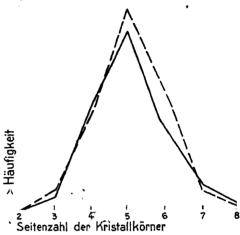
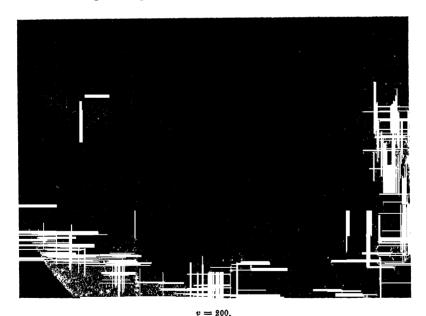



Fig. 27. Häufigkeit der Seitenzahl der Kristallkornpolygone.

$v = 200$.
Fig. 28. Dreieckige Ätzfiguren auf der Oktaederfläche eines Kupferkristalls nach Tiefätzung.

in Fig. 30 nach 35 min, wie es das Kristallkorn in der Mitte zeigt. Aus der Form der Ätzfiguren können wir Rückschlüsse auf die kristallographische Orientierung der einzelnen Metallkristallkörner eines Schliffes ziehen. Zeigen sich z. B. bei Cu die Ätzfiguren in Form gleichseitiger Dreiecke, so wird die Oktaederfläche etwa vom

Schnitt dargestellt. Sind die Ätzfiguren dagegen „negative Würfel", so liegt der Schnitt durch das Kristallkorn etwa parallel einer der kristallographischen Würfelflächen.

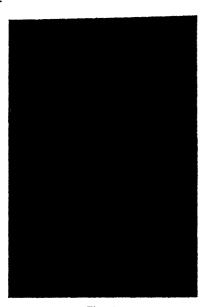
In der Regel wird jedoch nicht so stark geätzt, daß die Ätzgrübchen makroskopisch sichtbar werden, sondern nur so weit, daß der polierte Schliff matt wird.

v = 200. Fig. 29. Fig. 30. v = 200

Fig. 29 u. 30. Quadratische Ätzfiguren auf der Würfelfläche eines Kupferkristallkorns (Mitte) nach Tiefätzung mit $(NH_4)_2S_2O_8$-Lsg.

Für mikr. Unterss. genügt dies meist, um das Korngefüge sichtbar zu machen. Wenn Schliffe nur mit dem freien Auge oder mit einer Lupe betrachtet werden sollen (makroskopisch), ätzt man etwas länger oder mit stärkern Mitteln. Bei jeder Metallätzung wird ein Teil der Schliffoberfläche fortgelöst, wie dies etwa Fig. 31 in schematischer Darstellung zeigt. Es bilden sich dabei, entsprechend der kristallographischen Orien-

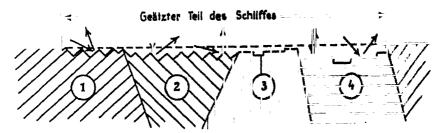



Fig. 31. Ätzangriff eines Metallschliffs im schematischen Schnitt.

tierung der einzelnen Metallkristallkörner, gestufte Oberflächen aus, die das (senkrecht oder schräg!) auffallende Licht verschieden reflektieren.

Von den in der metallographischen Praxis verwendeten *Ätzmitteln* heben einzelne besonders die Korngrenzen deutlich hervor; andere färben oder rauhen die verschiedenen Kristallkörner des Schliffs verschieden auf (vgl. z. B. Sn in Fig. 35 und Cu in Fig. 26). Man sollte sich mit wenigen Ätzmitteln für die normalen Unterss. begnügen und sich mit ihrer Eigenart gut vertraut machen.

Gebräuchliche Ätzmittel[1]) (ausgenommen für Eisen und Stahl) sind:

Material	Ätzung auf Korngrenzen	Ätzung auf Kornfelder u. Ätzfiguren	Ätzzeit Minuten
Aluminium	1. Alkoh. HCl 2. NaOH, dann HF	HF + HCl	bis 1
Al-Cu	HF, dann HNO_3		1–10
Al-Mg	—	Chromsäure	1–10
Al-Zn	HF, dann HNO_3		1–10
Antimon	1. HCl, 2. Königswasser		1–10
Blei und Legg.	HCl	1. Alkoh. HNO_3 2. Essigsäure, dann H_2O_2 3. Alkoh. HCl	1–10 1–10 1–10
Bronze	Wie bei Cu		bis 10
Cadmium und Cd-Lote	Chromsäure		1–10
Gold und Legg.	1. Bromsalzsäure, 2. Königswasser		bis 30
Kupfer und Legg.	1. NH_3 mit Wattebausch 2. Chromsäure 3. $NH_3 + H_2O_2$	1. Persulfate 2. Amkal. $(NH_4)_2CuCl_4$ 3. Starke HNO_3 4. $FeCl_3$ 5. $NH_3 + H_2O_2$	1–30 1–10 $^1/_{60}$–$^1/_{12}$ — $^1/_2$–10
Magnesium und Legg.	Alkoh. HF	Chromsäure	1–10
Messing α, α–β und β	—	Wie bei Cu	1–5
„ β–γ	Wie bei Cu	1. H_2SO_4 2. NH_3-Wattebausch 3. Persulfate	$^1/_2$–10
„ Sonder- (Mn-haltig)	Chromsäure	Persulfate	1–20
Neusilber	Wie bei Cu-Legg.		—
Nickel	HCl	Königswasser	1–20
Platin	1. Bromsalzsäure 2. Königswasser	—	1–30
Silber und Ag-reiche Legg.	1. $NH_3 + H_2O_2$ 2. HNO_3 3. KCN		1–300
Weißmetalle		HCl	
Wismut	HCl	HCl	1–10
Zink und Hartzink	HCl und andere Säuren	Chromsäure	1–60 $^1/_2$–10
Zinn	HCl	HCl + $KClO_3$	1–10

Salzsäure wird bei den Legg. und Nichteisenmetallen vielfach konz., selten verd. (5—20%ig, wss. oder alkoh.) angewendet. Ein Zusatz von 1 g $KClO_3$/l ätzt sehr stark, ähnlich wie Königswasser.

Salpetersäure wirkt meist sehr kräftig lösend oder oxdd. auf die Metallschliffe ein. Da nur sehr kurze Ätzzeiten in Frage kommen, kann man einen Tropfen HNO_3 auf den Schliff aufbringen und sogleich ablaufen lassen; dann wird sofort abgespült. Verd. (1—4%ige alkoh.) HNO_3 wird meist für Eisen- und Stahlätzungen angewendet.

[1]) Hauptsächlich nach J. Czochralski, Moderne Metallkunde; W. Guertler, Metalltechn. Kalender 1923—26; Werkstoffhandbuch, Nichteisenmetalle, Berlin 1927.

Flußsäure in 10—20%iger wss. Lsg. wird besonders zum Ätzen von Al benutzt und erzeugt meist eine matte Oberfläche. J. Czochralski empfiehlt, kurze Zeit mit starker HCl nachzuätzen. Dies kann mehrmals wiederholt werden.

Verd. Schwefelsäure (etwa 1 : 1) wird besonders für warm schmiedbare Messingsorten verwendet.

Chromsäure, zu 10—100% in W. oder in verd. H_2SO_4 gel., ist ein vorzügliches Ätzmittel für Zn, Cd, Cu und Legg.

Von den Basen wird neben Natron- oder Kalilauge meist Ammoniak angewendet. Auf den Schliffen von Cu und Cu-Legg. bilden sich beim Ätzen leicht dunkle Stellen, die man nach J. Czochralski am besten durch Abreiben mit einem Wattebausch unter dem W.-Strahl entfernt. Die Korngrenzen bei Cu und Cu-Legg. werden meist schön klar gelegt. NH_4OH mit einigen Tropfen H_2O_2 gibt bei Cu und seinen Legg., auch bei Ag und dessen Legg. mit Unedelmetallen recht klar entwickelte Gefügebilder.

Eisenchlorid in verschieden starken wss. oder salzsauren Lsgg. ist ein bei Cu und seinen Legg. gern benutztes wirksames Ätzmittel.

Kupferammonchlorid in etwa 8%iger wss. Lsg. ist nach E. Heyn makroskopisches Ätzmittel für weiche Eisensorten. Durch Zusatz von übsch. NH_4OH erhält man eine dunkelblaue Lsg., die für Cu-Legg. gut brauchbar ist. (Im folgenden $Cu(NH_4)_2Cl_4$ amkal. abgekürzt.)

Ammoniumpersulfat in 10%iger wss. Lösung ist ein vielfach anwendbares Mittel, das, wie erwähnt, besonders bei Tiefätzungen die Ätzfiguren schön zum Vorschein bringt.

Auch elektrolytischer Angriff hat wiederholt Anw. zum Ätzen der Schliffe gefunden, die dabei als Anode geschaltet werden. Stromdichte bis zu $1/2$ Amp./cm².

Zur Mikrophotographie von Schliffen haben sich auch *Anfärbungen* gut bewährt, die durch verschiedene Salzlsgg. oder die Einw. von Gasen hervorgebracht werden. Ein Vorteil ist, daß die Schliffe vollständig eben bleiben. Das Anlassen, d. h. Erhitzen der Schliffe an der Luft, gehört auch hierher, denn dabei oxd. der O_2 der Luft die einzelnen Gefügebestandteile der Schliffe. Es entstehen kennzeichnende Anlaß- oder Anlauffarben durch die Interferenzwirkung der gebildeten dünnen Oxydhäutchen. Diese werden beim Anlassen von gehärteten Stahlteilen mit Vorteil verwendet, denn die auftretende Farbe entspricht, ebenso wie die gewollte Anlaßwirkung, dem Prod. aus Anlaßtemp. und Anlaßzeit. Beim Anlassen kann man die ganze Reihenfolge der Interferenzfarben nacheinander beobachten, wobei einer bestimmten Farbe eine gewisse Temp. zugeordnet ist, etwa:

Anlaßfarbe	Temp. etwa	Anlaßfarbe	Temp. etwa	Anlaßfarbe	Temp. etwa
Grau	215	Braunviolett bis		Blau	310
Gelblich . . .	220	rotviolett . .	270	Bläulich . . .	320
Braun	235	Violett . . .	280		
Rauchbraun . .	250	Indigo	290		

Durch das Erhitzen beim Anlassen können Gefügeveränderungen entstehen, wie dies z. B. beim gehärteten Stahl wohl bekannt ist. Zum Anlaufenlassen legt man den Schliff meist auf eine Metallplatte, die mit einem Bunsenbrenner erwärmt wird. Ist auf der oben liegenden Schliffläche die gewünschte Anlauffarbe entstanden, so taucht man den Schliff mit der Unterseite in W. oder legt ihn auf eine kalte Kupferplatte, um den Vorgang zu unterbrechen. Bei Zinnbronzen kann man, wenn man auf Braun bis Violett anläßt, das Eutektikum schön sichtbar machen. Es bleibt

dann (Fig. 32) nahezu unverändert hell, während die α- und β-Mischkristalle mehr oder weniger dunkel werden. Bei Manganmessing färbt das Anlassen die β-Mischkristalle dunkel, während die α-Mischkristalle hell bleiben. Bei Eisen-Schliffen wird Gehalt an P durch das Anlaufenlassen nachgewiesen. Besonders bei Gußeisen wird durch Erhitzen auf 280° das Phosphideutektikum zuerst gelblich, dann rot bis indigoblau, der Zementit rötlichbraun.

Die Anlauffarben sind für die Unters. des Gefüges nur dann heranzuziehen, wenn die Ätzmittel keine befriedigenden Ergebnisse liefern.

Die *Untersuchung* von Metallschliffen *im polarisierten Licht* verspricht sehr aussichtsreich zu werden, ähnlich wie die Chalkographie bei den undurchsichtigen Erzen,

v = 300

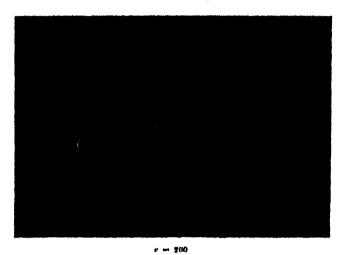



Fig. 32. Gefügeentwicklung einer 12%igen Sn-Bronze durch Anlassen.

denn schon auf den nur sorgfältig polierten (also noch ungeätzten) Schliffen erhält man wertvolle Aufschlüsse, ob nichtmetallische Einschlüsse (Schlacken u. ä.) und doppeltbrechende Einlagerungen vorhanden sind.

J. Königsberger (C. Miner. 1901. 195; 1908. 565, 597, 729; 1909. 245; 1910. 712; Metall. 1909. 4. 605) hat wohl als erster auf die Vorteile dieser Unters.-Meth. hingewiesen. Doch hat es sehr lange gedauert, bis sich das Verf. mehr in die Praxis einführte, und auch heute ist dies noch nicht so der Fall, wie es nötig wäre. K. Endell und H. Hanemann (Z. anorg. Ch. 1913. 83. 267; St. E. 1913. 33. 1644), H. Hanemann (St. E. 1914. 34. 1797; Z. anorg. Ch. 1914. 88. 265) und Coker (Gen. El. Rev., Jan. 1921; Werkstattstechn. 1921. 174) hatten schon in einzelnen Abhandlungen auf die Nützlichkeit hingewiesen, aber nur L. C. Glaser berichtete weiter darüber (Z. techn. Phys. 1924. 5. 253; Phys. Ber. 1924. 1194) und brachte mit H. J. Seemann (Z. techn. Phys. 1926. 7. 90) einen wertvollen Beitrag durch die optische Unters. des Systems Cu-P-Sn. J. Weerts (Z. techn. Phys. 1928. 9. 126) hat das polarisierte Licht zur Best. der Orientierung von Al-Einzelkristallen angewendet. H. Schulz und H. Hanemann (Z. Phys. 1924. 22. 22) berichteten über das optische Verhalten von Metalloberflächen.

Schon seit 1912 wollte der Verfasser die Metallmikroskope im auffallenden polarisierten Licht weiter ausbilden, doch fehlte es an einem bequem zu handhabenden Vertikalilluminator, den erst C. Reichert mit auf Anregungen des Verfassers gebaut hat, und der von G. Sachs (Z. Met. 1925. 19. 209) näher beschrieben wurde.

In einem Diskussionsbeitrag (C. Hütt. 1928. 32. 200) zeigte der Verfasser den Vorteil der Anw. polarisierten Lichts bei der Unters. von Kupferschliffen. Wie Fig. 33 auf der Farbentafel erkennen läßt, erscheint unter gekreuzten Nikols das Cu_2O blutrot, in seiner natürlichen Farbe an durchscheinenden Kanten, während Cu_2S, Cu_2Se und Cu_2Te dabei ebenso stumpf blaugrau bleiben wie bei parallel gestellten Nikols oder bei Betrachtung mit einem gewöhnlichen Vertikal- oder Opakilluminator (Fig. 34). Wenn dies auch keine direkte Wirkung der Polarisation, sondern mehr eine der

Dunkelfeldbeleuchtung ist, die durch die Vernichtung der oberflächlich reflektierten Strahlen durch den Analysator bedingt wird, so bleibt die Beobachtung doch sehr wertvoll. Weitere Beispiele der Nutzanwendung dieser Unters.-Meth., die dazu berufen erscheint, die Metallmikroskopie neu zu beleben, hat Verfasser später gegeben (Z. Met. 1929. **21**).

Wenn vorerst in der Chalkographie und Metallographie auch nur die qualitativen Polarisationserscheinungen bei den Unterss. und Beobachtungen in den Vordergrund treten, so erscheinen die damit zu machenden Feststellungen doch sehr wertvoll, weil man die regulären (isotropen und wenn spannungsfrei nicht doppelbrechenden) Kristalle sofort von allen anderen, doppelbrechenden unterscheiden kann. Bei der Unters. von Legg. wird das Verf. berufen sein, wichtige Aufschlüsse zu liefern. Die einfache Betrachtung eines nur polierten Schliffes einer etwa 10 % Si enthaltenden Cu-Leg. ergab, daß hier reine Mischkristalle vorliegen, so daß das früher ermittelte Zustandsschaubild (E. Rudolfi, Z. anorg. Ch. 1907. **53**. 223) angezweifelt werden muß. Eine weitere Entwicklung des Verf. wird wohl auch den Nachweis von inneren Spannungen in Metallen und Legg. in quantitativer Weise ermöglichen. Weiterhin sind die Beobachtungen im polarisierten Licht auch bei tiefgeätzten Schliffen zur Best. der Orientierung der einzelnen Kristallkörner wichtig.

3. Das Gefüge und seine Beeinflussung durch mechanische und thermische Behandlung.

Reine Metalle und Legg., die aus Mischkristallen derselben Art aufgebaut sind, weisen das kennzeichnende *Korngefüge* auf, wie Fig. 35 bei Zinn (mit HCl geätzt) und Fig. 36 bei ausgeglühtem Messing mit 45 % Zn (mit $NH_4OH + H_2O_2$ geätzt) zeigen. Bei gegossenen Metallen, die sehr langsam erstarrt sind, sehen wir öfter

$v = 75$.

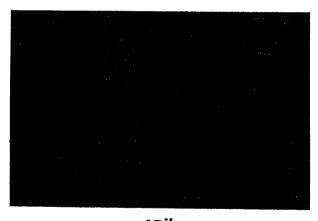



Fig. 35. Korngefüge von Zinn durch Ätzung mit HCl.

verzahnte, ineinander greifende Kristallkörner. Geht die Erstarrung etwas schneller vor sich, so finden wir bei den Mischkristallen meist eine ungleichmäßige Verteilung der (beiden) Komponenten in den einzelnen Kristallkörnern. Wie wir später sehen werden, enthalten nämlich die zuerst ausgeschiedenen Teile der Mischkristalle mehr von der Komponente mit dem höheren Schmp. Bei den Cu-Zn- und Cu-Sn-Legg. werden deshalb die in der Mitte zuerst ausgeschiedenen dendritenartigen Kristallskelette reicher an Cu sein. Sie besitzen meist eine kennzeichnende Tannenzweigstruktur, werden durch amkal. Ätzmittel schneller angegriffen und erscheinen deshalb auf den Schliffbildern dunkel. Fig. 37 zeigt solche dunkle Dendriten bei einer Bronze

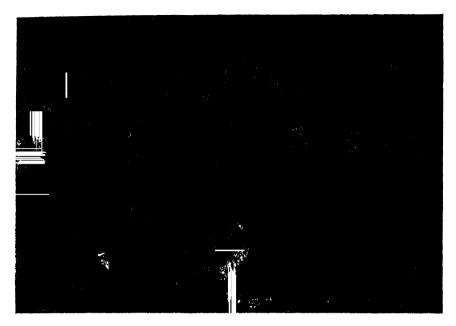



Fig. 33. Kupferoxydul in Kupfer (ungeätzt) erscheint hier bei gewöhnlicher Beleuchtung blaugrau wie Kupfersulfür.

Fig. 34. Kupferoxydul in Kupfer (ungeätzt), dieselbe Stelle wie in Fig. 33, aber unter gekreuzten Nicols betrachtet, erscheint in seiner wirklichen blutroten Farbe, während Kupfersulfür hierbei auch blaugrau bleibt.

mit 10 % Zinn bei 75-facher Vergrößerung. In Fig. 38 erkennt man wieder das verzahnte Ineinandergreifen der Kristallkörner und auch schon bei dieser 6-fachen Vergrößerung den dendritischen Aufbau einer Bronze mit 12 % Sn (geätzt mit amkal.

$v = 6.$

Fig. 36. Korngefüge von ausgeglühtem Messing durch Ätzung mit $NH_4OH + H_2O_2$.

$(NH_4)_2CuCl_4$-Lsg.). In Fig. 39 tritt der dendritische Aufbau bei 12-facher Vergrößerung noch deutlicher hervor. Verzahnte Kristallkörner und dendritischen Aufbau zeigt auch Fig. 40 bei gegossenem Messing mit 30 % Zn, bei dem die inhomogenen Misch-

$v = 75.$

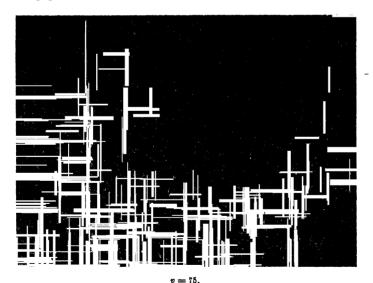



Fig. 37. Kupferreiches Kristallskelett in einer Gußbronze mit 10% Sn, geätzt mit $Cu(NH_4)_2Cl_4$ amkal.

kristalle in sich und untereinander verschiedene Helligkeit aufweisen. Besonders kennzeichnend sind die Unterschiede zwischen dem Gußgefüge und den durch Erhitzen homogenisierten Mischkristallen beim Monel-Metall (Fig. 41—43), einer Ni-Cu-Leg. mit durchschnittlich 67 % Ni, 28 % Cu und 5 % Fe + Mn. Die Mischkristalle erscheinen bei der gegossenen Leg. (Fig. 41) ungleichmäßig zusammengesetzt,

$v = 6$. Fig. 38. Fig. 39. $v = 12$.

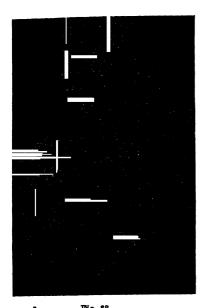
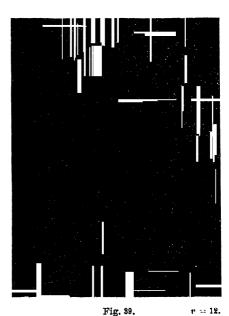



Fig. 38 u. 39. Dendritische verzahnte Mischkristalle einer gegossenen Bronze mit 12% Sn bei verschieden starker Vergrößerung, geätzt mit $Cu(NH_4)_2Cl_4$ amkal.

$v = \backsim 10$.

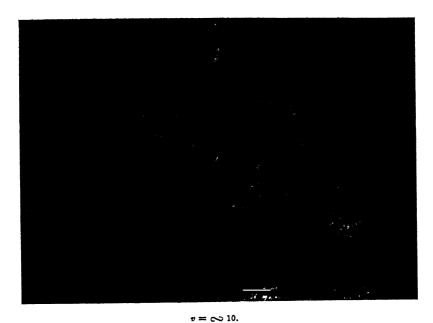
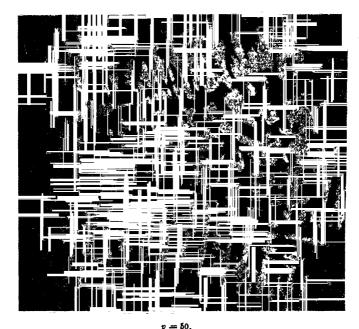
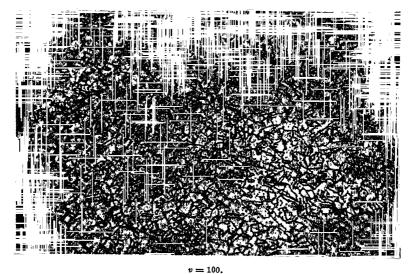



Fig. 40. Verzahnte inhomogene Mischkristallkörner bei gegossenem Messing mit 30% Zn, geätzt mit $Cu(NH_4)_2Cl_4$ amkal.

bei der warm gewalzten (Fig. 42) gleichmäßig, sehr feinkörnig, bei der nach dem Kaltziehen ausgeglühten (Fig. 43) stark vergrößert, in sich aber homogen, mit Zwillingslamellen.

Die durch mech. und thermische Bearbeitung bedingten *Gefügeveränderungen* sind in den 6 Teilbildern *A* bis *F* der Fig. 44 schematisch dargestellt. Das in *A* wieder-

gegebene verzahnte Gußgefüge wird durch Schmieden bei höherer Temp. verfeinert (*B*). Erhitzen über bestimmte Tempp. (die Rekristallisationstempp.) bedingt

$v = 50.$
Fig. 41. Gefüge von gegossenem Monelmetall, geätzt mit HCl.

$v = 100.$
Fig. 42. Gefüge von heiß gewalztem Monelmetall, geätzt mit HCl.

eine Kornvergrößerung (*C*). Durch Kaltbearbeitung werden z. B. beim Kaltwalzen oder beim Drahtziehen die einzelnen Kristallkörner in die Länge gestreckt (*D*). Ein nachfolgendes schwaches Erhitzen bewirkt deren Zerfall zu etwa gleichseitigen kleinen Polygonen (*E*). Dies ist der erste Schritt zur Rekrist. Durch stärkeres oder längeres Erhitzen tritt das grobe Rekristallisationskorn *F* zutage.

Den Einfluß des *Kaltwalzens* auf das Gefüge eines Kupfer-Blechs veranschlicht Fig. 45 (*A*—*D*) in schematischen Längsschnitten nach Aufnahmen von J. Czoralski. *A* ist das ursprüngliche ausgeglühte Blech von 10 mm Dicke. Nach kalt

v = 100

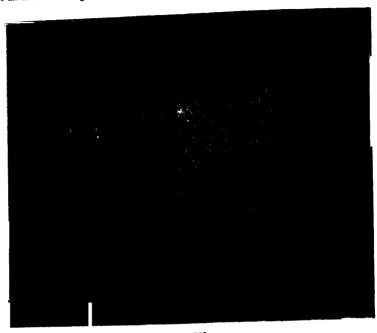



Fig. 43. Gefüge von Monel-Metall (nach Kaltwalzen ausgeglüht) geätzt mit HCl

v = ca 150

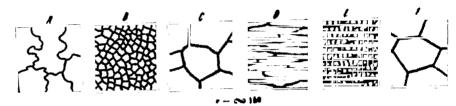



Fig. 44. Durch Bearbeitung bedingte Gefügeveränderungen von gegossenem Metall (schematisch).

v = 150

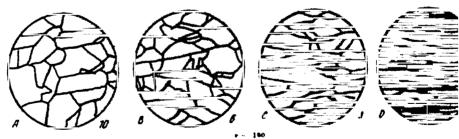



Fig. 45. Fortschreiten der Deformation beim Kaltwalzen von Kupferblech (schematisch).

Auswalzen auf 6 mm erscheint das gereckte Gefüge *B*. Nach weiterm auf 3 0.5 mm Dicke treten die sehr beträchtlichen Kornstreckungen *C* und *D* auf. Bei kann man von einer Faserstruktur sprechen.

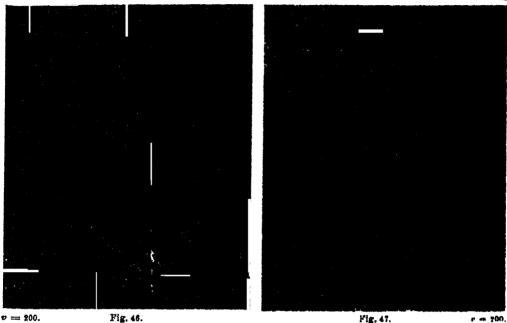
Durch zunehmende Kaltbearbeitung werden, wie eingangs erwähnt, die einze

$v = 200$. Fig. 46. Fig. 47. $v = 200$.

Fig. 46 u. 47. Kupferblech in Längsschliffen vor und nach dem Kaltwalzen von 6 auf 1 mm Dicke, geätzt mit $Cu(NH_4)_2Cl_4$ amkal.

Metallkristallkörner zu der Streckrichtung in steigendem Maße gerichtet, so daß die nach der Ätzung zu beobachtenden Helligkeitsunterschiede immer schwächer werden. Die dislozierte Reflexion verschwindet immer mehr (Czochralski).

$v \sim 7$.

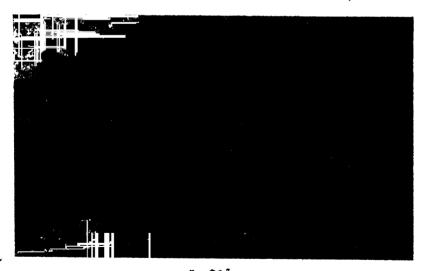



Fig. 48. Ausgeglühtes und dabei innen zu grobem Korn rekristallisiertes Elektrolytkupferrohr geätzt mit $Cu(NH_4)_2Cl_4$ amkal

Diese Erscheinung wie die Kornstreckung durch die Kaltbearbeitung zeigen die Figg. 46 und 47 deutlich an Mikrophotographien ($v = 200$) der Oberflächenschliffe von Kupfer-Blech. Sieht man von den dunkeln runden Stellen, die von eingeschlossenem Cu_2O herrühren, ab, so weist das 6 mm starke ausgeglühte Blech in

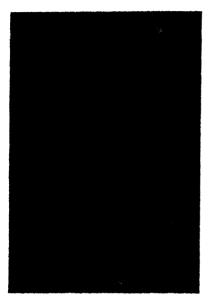
Fig. 46 ziemlich gleichartige Kristallkörner mit einzelnen Zwillingslamellen von verschiedener Helligkeit (ähnlich wie Fig. 26) auf, entsprechend ihrer kristallographischen Orientierung zur Schliffebene. In Fig. 47 sind diese Unterschiede nahezu vollständig verwischt bei den lang gestreckten Kristallkörnern, die durch Auswalzen im kalten Zustand von 6 mm auf 1 mm Dicke entstanden sind. Nach dem

$v = 100$. Fig. 49. Heiß gewalzt.

Fig. 50. 1 st bei 800° ausgeglüht. $v = 100$.

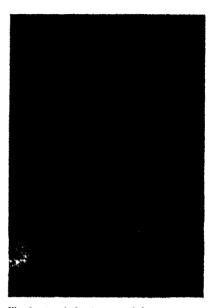



Fig. 49 u. 50. Gefüge von Kupferdraht im Querschnitt, geätzt mit $Cu(NH_4)_2Cl_4$ amkal.

Ausglühen des kalt bearbeiteten Blechs würde man wieder ein mehr oder minder fein- oder grobkörniges Gefüge erhalten, je nach Zeit und Temp. der Erhitzung. Nur wenn die Verformung bei der Kaltbearbeitung keine gleichmäßige war, entstehen statt dieses Gefüges beim Rekristallisieren (d. h. Veränderung des Korns beim Erhitzen) oft sehr verschieden große Kristallkörner. Solche zeigt z. B. innen der Querschnitt durch ein Rohr aus Elektrolytkupfer (Fig. 48). Bei diesem finden wir keine Cu_2O-Einschlüsse. Wie sich das Feingefüge eines Kupferdrahts durch das Ausglühen verändert, zeigen die Figg. 49 u. 50. Bei 100-facher Vergrößerung ist in Fig. 48 das sehr gleichmäßig feine Gefüge des Querschnitts nach dem Heißwalzen dargestellt, in Fig. 50 das wesentlich gröbere Gefüge nach einstündigem Erhitzen desselben Drahts auf 800°. Man erkennt hier auch sehr deutlich Zwillingslamellen in einzelnen Kristallkörnern.

Fig. 51. Veränderungen der Festigkeit durch steigendes Kaltwalzen bei Monel-Metall.

Über die Anordnung der Kristalle in Vielkristallen (Texturen) vgl. E. Schmid (Z. Met. 1928. 20. 370).

Durch die mech. Kaltbearbeitung wird die *Festigkeit* der metallischen Stoffe sehr stark beeinflußt. Liegt die Streckrichtung der Kristallite in der Beanspruchungsrich-

tung, so wird allgemein die Festigkeit erhöht und die Dehnbarkeit erniedrigt. Quer zur Beanspruchungsrichtung, besonders wenn durch weitgehende Kaltbearbeitung eine Art von Faserstruktur ausgebildet worden ist, wird oder kann die Festigkeit zwar auch erhöht werden, aber die Dehnbarkeit sinkt in der Regel noch viel stärker als in der Fasernrichtung. In Fig. 51 ist die Veränderung der Festigkeit in Abhängigkeit vom Walzgrad bei **Monel-Metall** dargestellt. Man sieht den Zusammenhang zwischen der Dehnung (φ), der Zugfestigkeit (σ_B) und der Streck- oder Fließgrenze (σ_t) in deutlicher Weise. Das mkr. Gefüge zeigt mit steigendem Walzgrad zunehmende Kornverkleinerung. Man kann deshalb auch die Festigkeitseigen-

r = 10. a b r = 10

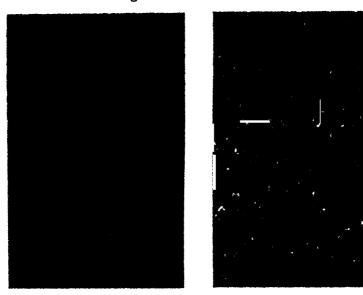



Fig. 52 a u. b Oberflächen von fein- und grobkörnigem Messingblech von gedehnten Zerreißstäben

schaften in unmittelbaren Zusammenhang mit der Korngröße bringen und findet ganz ähnliche Verhältnisse, wie sie das schematische Schaubild Fig. 19 (S. 15) bietet.

Beim *Verarbeiten von Blechen* (z. B. durch **Ziehen** oder **Drücken**) spielt die Korngröße auch eine wichtige Rolle. Grobkörnigkeit des Blechs kommt durch eine rauhe Oberfläche an den beim Verarbeiten stärker beanspruchten Stellen zum Vorschein, wodurch die Gegenstände unansehnlich, ja sogar unbrauchbar werden können. Wenn blank polierte Bleche gebogen oder in der Zerreißmaschine geprüft werden, wird feinkörniges Blech matt, grobkörniges dagegen stark rauh, wie dies Figg. 50 a u. b an zwei **Messingblech**-Zerreißproben veranschaulichen. Die chem. Zus. dieser zwei Proben war praktisch dieselbe (68 % Cu, 32 % Zn, weniger als je 0.1 % Pb und Fe). Trotzdem zeigt die linke Probe (Fig. 52 a) die matte Oberfläche von feinkörnigem Messing, die rechte (Fig. 52 b) die stark rauhe, knitterige von grobkörnigem Blech, das infolgedessen für das Ziehen ungeeignet ist. Die Verschiedenheit ist auf das verschieden hohe oder verschieden lange Glühen nach dem Kaltwalzen zurückzuführen. Dies kommt auch in den Festigkeitseigenschaften zum Ausdruck:

Messingblech	Fließgrenze σ_F kg/mm²	Zerreißfestigkeit K_Z kg/mm²	Bruchdehnung φ %	Querzusammenziehung ψ %	Brinellhartezahl H_B
Feinkörnig . . .	19.9	37.0	44.0	65	77.0
Grobkörnig . . .	17.2	34.8	65.0	68	67.0

Bei der Prüfung der Feinbleche auf ihre Ziehfähigkeit mit dem Erichsen-Blechprüfer (M. v. Schwarz, Al. 1922. 4. Heft 33, 43) wird neben dem Tiefungswert auch die Oberfläche der getieften Bleche beurteilt. Ein zu grobkörniges Blech wird dabei deutlich „rauh".

Sehr kennzeichnend ist der Einfluß des *Glühens* auf die Härte und Festigkeit von Metallen und Legg., die vorher kalt gereckt worden waren, denn von einer bestimmten, charakteristischen Temp. ab tritt eine plötzliche, sehr beträchtliche Veränderung ein. Man bezeichnet diese Temp.-Grenze als Entreckungstemp., denn bei ihr werden die durch das Kaltrecken bedingten Eigenschaftsänderungen größtenteils aufgehoben. Die Entreckungstempp. sind für die verschiedenen metallischen Stoffe verschieden hoch. Blei kann bei gewöhnlicher Temp. durch Kaltbearbeitung praktisch nicht verfestigt werden, denn seine Entreckungstemp. liegt unterhalb Zimmertemp. Wolfram kann dagegen noch in der Glühhitze kalt bearbeitet werden. Wie sich später bei der Besprechung der Rekristallisationsdiagramme, die innig mit diesen Erscheinungen zusammenhängen, zeigen wird, scheint die Entreckungstemp. auch mit dem Grad der Kaltverformung in Zusammenhang zu stehen, und zwar so, daß die Entreckung bei stärkerem Verlagerungsgrad bei niedrigerer Temp. eintritt. Als unterste Entreckungstempp. (t°) kann man etwa anführen:

Fig. 53. Einfluß der Glühtemperatur auf die Festigkeit von kalt gewalztem Messing mit 66.8 Cu und 33.7 Zn.

Metall	t°	Metall	t°	Metall	t°
Cd, Pb, Sn . .	unter Zimmer-temp.	Al, Mg . . .	∾ 150	Mo	∾ 900
		Ag, Au, Cu . .	∾ 200	Ta	∾ 1000
		Fe, Pt	∾ 450	W	∾ 1200
Zn	∾ 20	Ni	∾ 660		

Verfolgt man den Einfluß niedriger Anlaßgrade auf die Festigkeitseigenschaften kalt gereckter metallischer Stoffe sehr genau, so findet man durch das Anlassen meist noch eine kleine Erhöhung der Streck- und Bruchgrenze, die mit einer kleinen Erniedrigung der Bruchdehnung und der Querzusammenziehung verbunden ist. Aus dem Verlauf dieser Kurven für Messing mit 33.7% Zn (nach Grard bei Ledebur-Bauer, S. 48; Rev. Mét. 1909. **10**; Metall. 1910. 7. 651) in Fig. 53 ist dieser Vorgang zu entnehmen. Er tritt in besonderem Maße bei weichem Flußeisen auf, wie es im Dampfkesselbau Verw. findet, aber auch sonst, und wird Alterung genannt, weil die Verminderung der Dehnbarkeit kalt gereckter metallischer Stoffe schon durch längeres Lagern eintritt. Durch das Anlassen wird dieser Vorgang nur beschleunigt (künstliche Alterung).

Durch die Kaltbearbeitung werden mehr oder minder starke innere Spannungen in den Metallen erzeugt, die beträchtliche Höhe erreichen können. Weisen sie in verschiedenen Querschnittsteilen große Unterschiede auf, so können sie zur Zerstörung der Gegenstände durch B. von Rissen führen. Diese treten besonders zutage, wenn durch zusätzliche Beanspruchung die Spannungen örtlich so wachsen, daß die Werkstoffestigkeit überwunden wird. Auch die Entfernung einzelner Querschnittsschichten kann die Wirkungen der inneren Spannungen offenbaren (E. Heyn und O. Bauer, Intern. Z. Met. 1911. 1. 16). Ebenso kann die Oberfläche abgeätzt

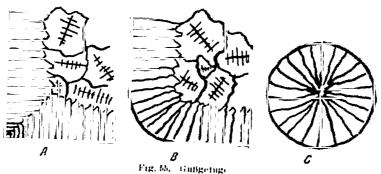
werden und dadurch ein Bruch in solchen zu stark kalt gereckten Metallen eintreten. Diese Erscheinung wird besonders bei der Prüfung von kalt gereckten Messingteilen verwendet, wobei meist NH_4OH oder Hg-Salze als Ätzmittel dienen. Am Halse von Messingpatronenhülsen und bei Kondensatorrohren beobachtet man solche Spannungs-

$v = \sim 1/1$

Fig. 54. Messingkondensatorrohr mit Spannungsrissen

risse häufig (Fig. 54) (M. v. Schwarz, Mitt. d. Vereinigung der Elektrizitätswerke 1925. Nr. 376. 17).

Für alle Metalle und Legg., die durch *Gießen* gestaltet werden, ist es wichtig, daß beim Abkühlen zunächst eine senkrechte Orientierung der Metallkristallkörner zu den Abkühlungsflächen eintritt, so daß regellose Lagerung erst weiter im Innern stattfindet. Fig. 55 (*A*–*C*) stellt dies schematisch dar. In *A* zeigt sich die schädliche Wirkung einer scharfen Ecke, denn an ihr bildet sich, etwa auf der winkelhalbierenden

Fig. 55. Gußgefüge

Fläche, durch das Zusammentreffen der Kristallkörner eine Fläche aus, die nur geringe mech. Festigkeit besitzt. Um dies zu vermeiden, werden bei den Gußmodellen und Blockformen die Kanten und Ecken möglichst abgerundet. Die überall senkrecht auf der Abkühlungsfläche anwachsenden Kristalle werden dann etwa so gelagert sein, wie der schematische Schnitt in *B* zeigt. Beim Gießen von Zylindern findet man deshalb manchmal radialstrahliges Gefüge (*C*). Fig. 56 gibt einen geätzten Schnitt durch eine gegossene Platte aus Messing (mit 50% Zn) wieder, bei der die Kristalle

senkrecht von den beiden Wänden der Form aus gewachsen sind und sich etwa in der Mitte treffen. Auch an Bruchflächen spröder metallischer Stoffe (wie Zink) kann man die Wachstumsart der Kristalle erkennen. Bei gegossenem Messing erhält

$v = \sim 6$.

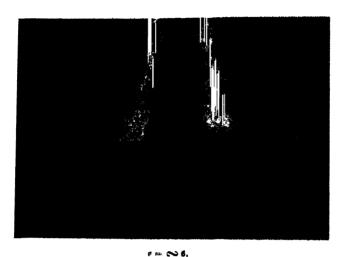
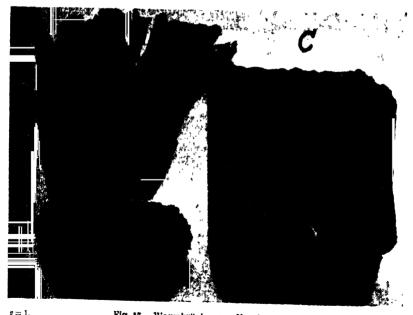



Fig. 56. Gegossene Messingplatte im Querschnitt mit starker Transkristallisation geätzt mit $Cu(NH_4)_2Cl_4$ amkal.

man solche kennzeichnenden Bruchflächen, wenn man den Bruch bei hoher Temp. herbeiführt, bei der die Bruchfläche zwischen den Korngrenzen verläuft. In Fig. 57 (*A*—*C*) sind einige solche Warmbrüche von Gußmessing dargestellt (*A* stängelige

$v = 1$. Fig. 57. Warmbrüche von Messing.

Transkristallisation, *B* feines Korngefüge aus dem Innern, *C* stängelige Transkrist. am Querbruch eines gegossenen Ringes). Bei gewöhnlicher Temp. erfolgt der Bruch meist quer durch die Metallkristallkörner, längs der kristallographischen Spaltebenen,

denn die Substanz der Korngrenzen in den Metallen wird als mech. widerstandsfähiger angesehen.

Nach H. Möller dürfte die „Transkristallisation", wie J. Czochralski (Z. Ver. Ing. 1917. **61**. 345) das senkrechte Anwachsen auf der Abkühlungsfläche der Metallkristallkörner bei Gußstücken nennt, auch durch die Erscheinung zu erklären sein, daß sich die Kristalle mit der Richtung ihres größten Dm. senkrecht auf die Fläche stärkster Abkühlung einstellen. Die Entstehung ist so zu denken, daß sich auf den Flächen größter Abkühlungsgeschwindigkeit zuerst der kleinkristalline Impfherd ausbildet und dann die Keimkristalle die Überhand gewinnen oder sich so orientieren, daß sie senkrecht auf dieser Abkühlungsfläche weiterwachsen. Da die Wachstumsgeschwindigkeiten in den verschiedenen kristallographischen Richtungen recht verschieden sind, gewinnen sehr bald diejenigen Kristallkörner die Oberhand, die eben diese bevorzugte Stellung zur Abkühlungsfläche einnehmen.

$v = 150$.

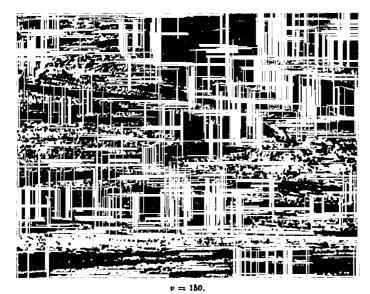



Fig. 58. Stängelige Kristallkörner von Elektrolytkupfer, senkrecht zur Kathodenfläche, geätzt mit $Cu(NH_3)_4Cl_2$ ammkal.

Bei der *elektrol. Abscheidung* der Metalle aus wss. Lsgg. beobachtet man unter bestimmten Bedingungen (M. v. Schwarz, Intern. Z. Met. 1915. 7. Heft 2) öfter eine sehr deutlich ausgebildete Faserstruktur, d. h. die Kristalle wachsen senkrecht auf der Kathodenfläche als lange stängelige Kristallkörner an. Nach H. Möller (Diss. Greifswald 1924) ist dies die Richtung der größten Verschiebungsgeschwindigkeit der Kristallgrenzen. Diese muß aber nicht die Richtung der absolut größten Wachstumsgeschwindigkeit sein, wie R. Glocker und E. Kaupp (Z. Phys. 1924. 24. 121) angenommen hatten. Auch muß danach wohl die Annahme von G. Tammann (Lehrb. d. Metallographie, 2. Aufl., Leipzig 1921) und anderen abgeändert werden, nach der die Abscheidungsrichtung der Kristalle in der Richtung des besten Elektrizitätsleitungsvermögens parallel zum Stromlinienverlauf erfolgt. Fig. 58 zeigt stängelig ausgebildete Kupfer-Kristallkörner senkrecht zur Kathodenfläche, die rechts senkrecht zur Papierebene zu denken ist.

Beim *Warmpressen* ist auf die richtige Preßtemp. (natürlich auch die Zus. der Legg.) zu achten. Sonst können leicht die ganzen gepreßten Profile verdorben werden. Dies gilt besonders vom Preßmessing. Früher konnte man nur Schmiedemessing mit etwa 60 % Cu nach diesem Verf. auf Halbzeuge verarbeiten. Durch ge-

naues Einhalten einer entsprechenden Temp. läßt sich aber heute auch das reine α-Messing mit etwa 70 % Cu heiß pressen.

Wie beim Messing können auch beim Heißpressen anderer Legg., z. B. des Al, durch Wahl einer falschen Temp. Risse und Fehler im Preßgute entstehen, die nachträglich nicht mehr zu beseitigen sind. Fig. 59 zeigt in der Mitte eine heiß gepreßte Stange einer Aluminium-Leg., bei der der Mantel abgerissen ist. Die daraus

$v = \sim 1/3$.

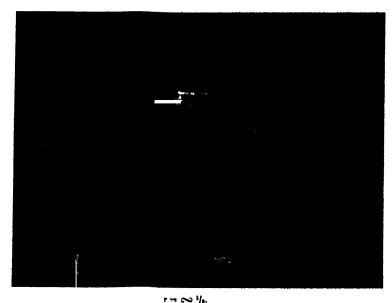



Fig. 59. Fehlerhafte Halbzeuge einer Aluminiumlegierung, durch falsche Heißpreßtemperatur entstanden

hergestellten und daneben abgebildeten Drähte sind ebenfalls nicht fehlerfrei, weil der erste Vorgang schon die Risse erzeugte. Das unten abgebildete Winkelprofil zeigt auch eigenartige B. von Blasen.

Bei Messing, das aus α- und β-Mischkristallen besteht, kann man bei Beanspruchungen in der Hitze intergranulare Brüche bei den α-Mischkristallen beobachten, während in der Kälte der Bruch zwischen den β-Mischkristallen erfolgt. Die Wahl der richtigen Bearbeitungstemp. ist deshalb von großer Wichtigkeit.

4. Die Rekristallisationserscheinungen bei metallischen Stoffen.

Die Korngröße der metallischen Baustoffe, durch welche die mech. Eigenschaften sehr stark beeinflußt werden, läßt sich, wie wir gesehen haben, durch mech. und nachfolgende thermische Behandlung auf den günstigsten Grad bringen.

Zur Veränderung des Korngefüges gegossener erstarrter Metalle scheinen innere Spannungszustände nötig zu sein, denn wenn diese durch langsames Erstarren möglichst vermieden werden, treten keine wesentlichen Gefügeveränderungen durch Erhitzen auf, sofern kein Umwandlungspunkt überschritten wurde. G. Tammann (Lehrb., 2. Aufl., S. 82) vertritt die Ansicht, daß hier Schutzwände zwischen den Kristallkörnern ausgebildet werden, welche die unmittelbare Berührung der Kristallkörner und damit die Rekristallisation verhindern. Diese kann aber nach R. Vogel (Nat. 1924. 12. 473) in einzelnen Fällen (im Gegensatz zu älteren Beobachtungen) auch in Metallen, die aus dem Schmelzfluß langsam erstarrt sind, eintreten.

Um das Korngefüge weitgehend und in gewollter Weise beeinflussen zu können, ist Kaltbearbeitung nötig. Wie wir schon bei den Entreckungstempp. (S. 32)

gesehen haben, ist der Verlagerungsgrad durch die Kaltbearbeitung von Einfluß auf die Höhe der Temp., die den ersten bemerkbaren Einfluß auf die mech. Eigenschaften hervorbringt. Dies steht in engem Zusammenhang mit der *Rekristallisations-Temperatur*, die umso niedriger gefunden wird, je höher der Verlagerungsgrad war. Die Grenzen der Entreckungstempp. können wir denen der Rekristallisationstempp. gleichsetzen, denn die Rekrist. tritt mit steigendem Verlagerungsgrad schon bei niedrigerer Temp. ein. Fig. 60 zeigt das Rekristallisationsdiagramm des Zinns nach J. Czochralski (Intern. Z. Met. 1916. 8. 30), aus dem wir die Abhängigkeit der Größe des entstehenden Korngefüges von der vorausgegangenen Verlagerung durch die Kaltbearbeitung und die angewendete Rekrist.-Temp. entnehmen können.

Wenn auch die Rekristallisationsdiagramme[1]) einstweilen nur eine mehr oder minder schematische Art der Vorgänge wiedergeben, sind sie doch von großer Bedeutung für das Verständnis der durch die Kaltbearbeitung und nachfolgende Wärmebehandlung bedingten Gefügeausbildung. E. Heyn und E. Wetzel (Mitt. Metallforsch. 1922. 1. 31) haben besonders darauf hingewiesen, daß man den Zustand, der vor der Reckung bestanden hatte, berücksichtigen muß. Die Geschwindigkeit der

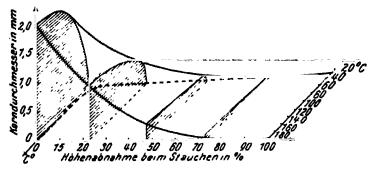



Fig. 60 Rekristallisationsdiagramm des Zinns.

Reckung scheint praktisch keinen Einfluß auf die Größe des entstehenden Rekrist.-Korns auszuüben; jedoch ist der Reinheitsgrad von sehr großer Bedeutung. Trotz dieser derzeitigen Beschränkungen der Rekrist.-Diagramme zeigen sie der Praxis den Weg zur Erzeugung eines bestimmten Korngefüges.

Die Herst. von *Metall-Einkristallen* stellt den Endwert der Korngröße nach oben hin dar und wurde schon mit Erfolg ausgeführt. J. Czochralski (Z. Met. 1923. 15. 7; Z. Ver. Ing. 1923. 67. Nr. 22, 24) fand bei Kupfer-Einkristallen, je nach der kristallographischen Orientierung der Zugproben, 12.9 bis 35 kg/mm² Zerreißfestigkeit und 10—50 % Bruchdehnung. Bemerkenswert ist, daß bei den Einkristallen die Höchstwerte der Zerreißfestigkeit nicht mit Niedrigstwerten der Bruchdehnung und umgekehrt verknüpft sind. Die Höchstwerte der Zerreißfestigkeit treten bei Cu in der Richtung der Würfeldiagonale, also in den Ecken des Würfels auf; die Niedrigstwerte der Bruchdehnung liegen senkrecht auf den Würfelflächen, also in der Richtung der kristallographischen Achsen, während die Höchstwerte der Dehnung senkrecht zu den Würfelkanten zu finden sind.

Die ungleichartige Deformation einer Kugel, die aus einem Kristall hergestellt wurde, ist schon lange bekannt und findet sich auch bei den Metall-Einkristallen. Bei sehr grobkörnigen Metallen sind die unrunden Kugeleindrücke auf diese Erscheinung zurückzuführen. Bei Kupfer und Aluminium erhalten wir auf

[1]) Über das des Al s. E. Rassow und L. Velde, Z. Met. 1921. 13. 557; E. Rassow, ebenda S. 558. Vgl. auch den Abschnitt „Rekristallisationserscheinungen" in: M. v. Schwarz, Metallphysik.

der Würfelfläche fast quadratische, auf der Oktaederfläche, also senkrecht zur trigonalen Achse, dagegen deutlich sechsseitige Kugeleindrücke. Man vergleiche auch die Schlagfiguren von A. Müller und G. Tammann (Z. Met. 1926. 18. 69).

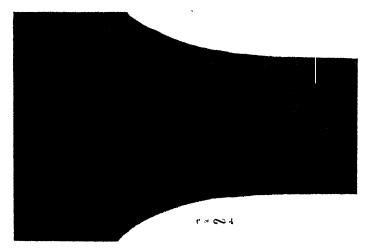



Fig. 61 a. Rekristallisierter, etwa ½% vorgereckter Aluminiumblechzerreißstab mit sehr verschieden großen Körnern. Rechts ein „Einkristall".

Bei starker Deformation von Zerreißproben aus Wenig- oder Einkristallen fanden z. B. H. C. H. Carpenter und C. F. Elam, daß ein ehemals runder Stab beträchtlich elliptisch wird. Besonders lehrreich sind die Bilder von J. Czochralski

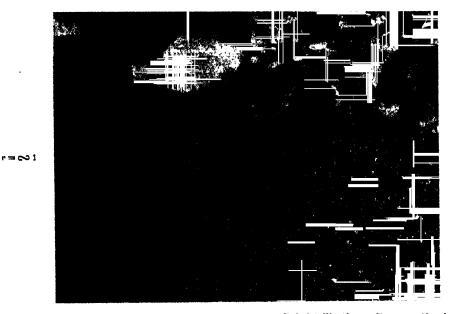



Fig. 61 b. Sehr verschieden großes, künstlich erzeugtes Rekristallisationsgefüge von Aluminium.

von deformierten Einkristallen aus Al. Ihm verdanken wir auch die Entwicklung der „Verlagerungshypothese" (Intern. Z. Met. 1916. 8. 1; Mod. Metallk., 166 u. 248), welche die wissenschaftliche Erfassung der Rekristallisationsvorgänge ermöglichte. Über Nutzanwendungen der Rekristallisation vgl. M. v. Schwarz (Z. Met. 1927.

19. 321) und M. v. S c h w a r z und W. B e r g m a n n (Z. Bayer. Rev. Verein 1924. **28.** Nr. 21, 22 und 23).

Den Einfluß der vorausgegangenen D e f o r m a t i o n auf die entstehende Korngröße kann man aus Fig. 61 a entnehmen, die einen Aluminiumblechzerreißstab[1]) darstellt. Nur an der Übergangsstelle vom breiteren Ende zum Beginn zum gerade kritisch gereckten Teil ist bei der Rekrist. ein „Einkristall" gebildet worden. Fig. 61 b zeigt in natürlicher Größe, wie man durch verschiedene Kaltverformung und nachträgliches Ausglühen aus ein und demselben Aluminiumstück ein sehr verschieden großes Rekristallisationskorngefüge willkürlich erzielen kann.

Die beim Rekrist. gebildeten, ungleichmäßig großen Kristallkörner sind auch im Querschnitt durch ein nahtlos gezogenes Elektrolytkupferrohr (Fig. 48, S. 29) zu erkennen und ein Zeichen für eine stattgehabte Erhitzung. Bei weichem Flußeisen bildet sich nach sog. „kritischer Deformation", die mit einer Querschnittsänderung von etwa 10—12 % verbunden ist, beim Erhitzen auf ∾ 750° sehr häufig örtlich grobes Korn, das bei mech. beanspruchten Stücken sehr gefährlich werden kann. Im Gegensatz zu den anderen Metallen und Legg. kann diese Grobkörnigkeit beim Eisen allein schon durch Wärmebehandlung wieder beseitigt werden. Beim Erhitzen über die obere Umwandlungstemp. entsteht eine Zustandsform mit anderem Kristallgitter, und beim Abkühlen auf gewöhnliche Temp. erfolgt von neuem eine Umwandlung, durch die wieder Feinkörnigkeit entsteht. Für die Verarbeitung ist dies wichtig, denn je gröber das Korn, desto ungünstiger sind allgemein die Festigkeitseigenschaften des Metalls. Die äußersten Werte zeigt der Metall-Einkristall, wie dies in Fig. 19 (S. 15) schematisch durch das sphärische Dreieck *a b c* für Festigkeit und Dehnung in den verschiedenen kristallographischen Richtungen dargestellt wurde. Auch die E l a s t i z i t ä t s g r e n z e n haben bei Einkristallen verschiedene Größe, je nach der kristallographischen Orientierung, z. B. nach J. C z o c h r a l s k i (Mod. Metallk., S. 250) für A l u m i n i u m in kg/mm²:

Richtung:	001 senkrecht zur Würfelfläche	111 senkrecht zur Oktaederfläche	011 senkrecht zur Dodekaederfläche
Elastizitätsgrenze:	0.6	1.2	0.8 kg/mm²

W e i t e r e E i g e n s c h a f t e n von Metalleinkristallen nach E. S c h m i d und M. G e o r g i e f f sowie P. R o s b a u d und G. W a s s e r m a n n [in a) und b)] und nach anderen Beobachtern teilt E. S c h m i d (WT, kristallogr. Abt.) in folgenden Tabellen mit:

a) F e s t i g k e i t v e r s c h i e d e n e r M e t a l l k r i s t a l l e.

Normalfestigkeit der Hauptspaltflächen

Kurzzeichen	t°	Spaltflächen	Normalfestigkeit g/mm²
Zn	— 185	(0001)	180
„	„	(10$\bar{1}$0)	1820
Bi	— 80 bis 20	(111)	324
Te	20	(10$\bar{1}$0)	431

[1]) Er wurde dem Verfasser von Herrn Oberingenieur J. C z o c h r a l s k i liebenswürdigerweise überlassen.

b) Schubfestigkeit[1]) der Haupttranslatinnssysteme.

Cd-Zn-Mischkristalle			Zn-Kristalle mit Einlagerungen von Zn-Sn-Eutektikum		Bi-Kristalle	
Cd %	t°	Schubfestigkeit	Sn %	Schubfestigkeit bei 20°	t°	Schubfestigkeit
0.03	—185	126	0	94	—80	> 625
0.03		94	0.1	244	20	221
0.13		274	0.5	322	100	168
	20				150	131
0.53		815	1.5	373	200	101
1.03		1186	2.0	355	250	103

[1]) Schubfestigkeit der Basis in g/mm^2 in der Richtung [1010].

c) Physikalische Konstanten von Metallkristallen.

Kurzzeichen	∥ ⊥ zur Hauptachse	Elastizitätsmodul kg/mm^2	Lineare Kompressi- cm^2/kg $\times 10^{-7}$	Spez. el. Widerstand in Ohm/cm bei 0° $\times 10^{-6}$	Linearer Ausdehnungskoeffizient bei 20° $\times 10^{-6}$	Beobachter
Zn . .	∥	3 620	15.8	5.83	63.0	Grüneisen und Goens
	⊥	12 740	1.40	5.39	14.20	
	∥	3 870	12.98	5.66	57.40	Bridgman
	⊥	12 380	1.95	5.45	12.60	
Cd . .	∥	2 880	16.60	7.79	5.25	Grüneisen und Goens
	⊥	8 300	1.51	6.54	20.20	
	∥	2 760	—	7.65	—	Bridgman
	⊥	7 900	—	6.25	—	
Sn . .	∥	8 650	16.48	31.80	15.56	Bridgman
	⊥	5 510	5.26	38.60	7.96	
Sb . .	∥	3 020	16.48	31.80	15.56	Bridgman
	⊥	5 760	5.26	38.60	7.96	
Bi . .	∥	—	—	143	—	Borelius und Lindh
	⊥	—	—	107	—	
	∥	3 550	15.92	127	13.96	Bridgman
	⊥	3 791	6.62	100	10.36	
Te . .	∥	4 350	—4.14	56 000	—1.60	
	⊥	2 090	27.48	154 000	27.20	

Vgl. weiter über Einkristalle: E. Schmid und G. Wassermann (Z. Phys. 1928. **48**. 370; Z. techn. Phys. 1928. **9**. 106); E. Schmid (Z. Met. 1928. **20**. 69; Metallwirtschaft 1928. **7**. Heft 37).

Die techn. Metallerzeugnisse bestehen aber meist aus zahlreichen kleinen Metallkristallkörnern, so daß die Verschiedenheit der Festigkeitseigenschaften in den verschiedenen krist. Richtungen nach außen hin nicht mehr in Erscheinung treten kann. Nur in Sonderfällen, wie bei sehr stark kalt gereckten Metallen, z. B. Draht oder Blech, bei der Transkrist. oder bei der el. Abscheidung der Metalle, macht sich solch ein vektorieller Einfluß bemerkbar. Man spricht besonders bei Draht von einer „Faserstruktur", die das zum Ausdruck bringen soll.

Die Klangfarbe der Einkristalle zeichnet sich infolge der vollkommenen Elastizität durch besondere Reinheit des Tons und der Klangfülle aus.

Spaltung und Translation von Metallkristallen.

Kurzzeichen	Kristallsystem	Spaltflächen	Translations- ebenen	Translations- richtungen	Dichte belegte Gitter- ebene	Dichte belegte Gitter- richtung	Beobachter
Cu Ag Au Al	regulär flächenzentriert		(111)	[101]	(111)	[101]	Mügge, Ewing, Rosenhain, Elam Taylor, Elam, Gough
W α-Fe	regulär raumzentriert	(100) (100)	(112) (110)	[111]	(110) (100)	[111]	Goucher, Schmidt, Taylor und Elam
Zn Cd	hexagonal	(0001) (10$\bar{1}$0)	(0001) (0001)	[10$\bar{1}$0] [1010]	1. (0001) 2. (1010)	[1010]	Mark, Polanyi, Schmid Schmid u. Sutter
Sn	tetragonal		(100) (110)	[001] [101] [111]	1. (0001) 2. (1010)	1. [001] 2. [100] 3. [111] 4. [101]	Mark und Polanyi
Sb Bi	rhomboedrisch	(111) 1. (111) 2. (111)	(111)	[101]	(111)	[$\bar{1}$01]	Polanyi, Schmid, Georgieff
Te	rhomboedrisch	(1010)	(1010)	[1010]	(0001)	[1010]	Schmid und Wassermann

Durch Druckverss. ergaben sich bei den Einkristallen Übereinstimmung mit den Ergebnissen der Zerreißverss. und sehr bemerkenswerte Veränderungen der Querschnitte zylindrischer Versuchskörper. In Abhängigkeit von der kristallographischen Orientierung wurden folgende Endformen beobachtet:

Druckrichtung:	in der Achsrichtung (senkrecht zur Würfelfläche)	in der trigonalen Achse (senkrecht zur Oktaederfläche)	senkrecht zur Dodekaederfläche
Endform:	quadratisch	elliptisch	rautenartig

Aus Fig. 19 (S. 15) ist auch zu ersehen, daß die Einkristalle durch Kaltbearbeitung verfestigt werden können. Bei Kupfer kann man sich im Punkt z den Höchstwert der Kaltverfestigung bei etwa 70 kg/mm² erreicht denken. Die niedrigsten Werte der Dehnung liegen auf einer Kurve, die von a nach z verläuft. Sie ist anfänglich nach unten gekrümmt, geht aber bald in eine Gerade nach z hin über. Weiteres über Verfestigungsvorgänge s. im Abschnitt 5.

5. Festigkeit und Härte der Legierungen.

Die Forschungen der letzten Jahre haben uns über die Festigkeitseigenschaften der „Einkristalle" näher unterrichtet, die in hohem Maße von den kristallographischen Richtungen abhängig sind.

Die **Festigkeit** und Härte der Legg. ist im allgemeinen größer als die ihrer Bestandteile. Bis zu einem gewissen Höchstwert steigt die Festigkeit eines Metalls durch Legieren mit einem andern ziemlich proportional der Menge des zugesetzten Metalls an, um dann (meist schnell oder auch allmählich) wieder abzunehmen. Der

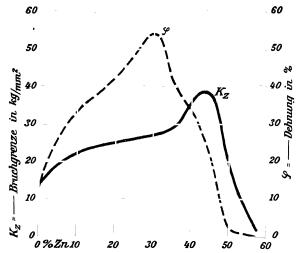



Fig. 62. Festigkeitseigenschaften von gegossenen Kupfer-Zink-Legierungen.

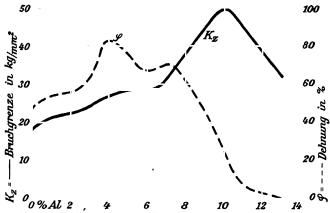



Fig. 63. Festigkeitseigenschaften von Aluminium-Kupfer-Bronzen.

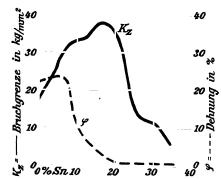



Fig. 64. Festigkeitseigenschaften der Kupfer-Zinn-Bronzen.

Höchstpunkt wird bei manchen Metallegg. schon bei 1%, bei anderen erst bei 50 % und mehr erreicht.

Im folgenden bezeichnet: σ_e = Elastizitätsgrenze in kg/mm², $E = {}^1/_a$-Elastizitätsmaß in kg/mm², σ_p = Proportionalitätsgrenze in kg/mm², $\sigma_B = K_z$ = Bruch- oder

Zugfestigkeit in kg/mm², σ_f = Streck- oder Fließgrenze in kg/mm², φ = Dehnung in %, ψ = Einschnürung in %, A = Arbeitsvermögen in mkg/cm², L_{sch} = lineares Schwindmaß in %.

Die Festigkeit einiger besonders wichtiger Legg. geht aus den Schaubildern in Figg. 62—65 hervor.

Fig. 62 nach Kudriumow, Monographie der Cu-Zn-Legierungen. Vgl. Ledebur-Bauer (4. Aufl., 40). — Fig. 63 nach Carpenter und Edwards, The national Physical

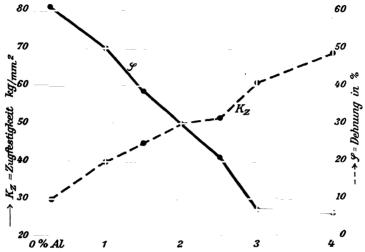



Fig. 65. Einfluß von kleinen Aluminiumzusätzen auf die Festigkeit von Messing.

Laboratory 1908, III. Vgl. Ledebur-Bauer (38). — Fig. 64 nach Shepherd und Upton, J. Phys. Ch. 1905. 9. 441. Vgl. Ledebur-Bauer (37). — Fig. 65 nach A. Krupp (99).

Die *Bearbeitungsweise* (Walzen, Hämmern oder Ziehen), ja sogar die Art des Gießens ist von großem Einfluß auf die Festigkeit der Legg., wie folgende beide Tabellen zeigen.

Festigkeit von Deltametall (nach: Die Hütte, I. Bd., 21. Aufl.).
Gewalzte Probe K_z = 73.3; hart gepreßt K_z = 76.6.

Legierung	Art der Behandlung	K_z	φ	ψ
I.	Rohguß	52—61	6—13	11—15
	Gewalzt	68—70	19—23	22—29
II.	Rohguß	43—48	16—23	48—54
	Gepreßt	55—66	15—21	42—48
III.	Rohguß	36—40	23—43	32—37
	Geschmiedet	43—47	31—40	32—53

Einfluß des Pressens von Messing nach dem Dickschen Verfahren:

% Cu	φ	K_z		σ_f	
		Gewalzt	Gepreßt	Gewalzt	Gepreßt
60	49	34.4	37.2	26.7	25.4
58	41	40.5	42.5	28.2	27.3
55	32	47.9	52.3	35.2	31.3

Durch geeignete Wahl der Bearbeitung läßt sich die Festigkeit auf das Doppelte, ja Drei- und Mehrfache steigern. Wie bei den Metallen zeigen auch die hartgezogenen Drähte aus Legg. die größte Zugfestigkeit, während ausgeglühte weicher und dehnbarer sind.

Die geeignete *Wärmebehandlung* spielt, ähnlich wie beim Stahl, auch bei den Metallegg. die größte Rolle. Den großen Einfluß der Temp. auf das Verhalten der Legg. gegenüber mech. Beanspruchungen zeigen die folgenden Tabellen und die Diagramme in den Figg. 66 und 67 (s. a. Fig. 53 auf S. 32).

Festigkeit der Rübelbronze bei höheren Tempp. nach Stribeck (Z. Ver. Ing. 1904. 48. 897):

Marke B weich; gegossene Stäbe				Marke X; geschmiedete Stäbe			
t^0	200	400	500	t^0	200	400	500
K_z	43.7	34.2	27.4	K_z	44.1	40.5	33.3
φ	28.0	25.2	19.3	φ	32.3	31.5	31.8

Einfluß der Temp. auf die Festigkeit von Bronze nach C. v. Bach (a. a. O., 59): Zus.: 91.4 Cu, 2.8 Zn, 5.5 Sn.

bei	20°	100°	200°	300°	400°	500°	
K_z	24 kg/mm²	101	94	57	26	18 %	der Werte bei 20°
φ	36 %	98	96	32	0	0 %	
φ	52 %	91	93	31	0	0 %	

Wegen der für die Praxis sehr wichtigen Kräfteverteilungen der Verfestigungsvorgänge sei auf die zahlreichen Arbeiten von P. Ludwik (Elemente der technol. Mechanik; Zusammenfassung in J. Czochralski, Mod. Metallk.) hingewiesen. Er betont (Z. Ver. Ing. 1924. 68. Nr. 10), daß bei den dehnbaren (einschnürenden) Stoffen der Zugfestigkeit eigentlich nur die Bedeutung eines mittleren Formänderungswiderstandes zukommt, denn die wirkliche Zerreißfestigkeit beträgt

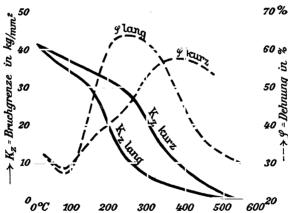



Fig. 66. Festigkeitseigenschaften von Durana-Gußmetall bei langer oder kurzer Versuchsdauer.

(bezogen auf den Bruchquerschnitt) oft ein Mehrfaches der Zugfestigkeit. Deshalb besteht bei diesen Stoffen einfacher Zusammenhang mit der Kugeldruckhärtezahl. Demnach ist es möglich, bei solchen Legg. durch Kaltbearbeitung die Fließgrenze weit über den Betrag der Zugfestigkeit (bezogen auf den ursprünglichen Querschnitt) hinaus zu heben. Die Kerbwirkung ist bei ruhender Belastung wenig gefährlich, weil bei den genügend dehnbaren Metallen beim Überschreiten der Fließgrenze Spannungsausgleich und Verfestigung eintritt. Bei Stoßbeanspruchungen, besonders bei sehr schnellen, wird durch Kerben das die Arbeit aufnehmende Vol. verkleinert, so daß durch scharfe Kerben oder unvermittelte Querschnittsübergänge auch sonst schmeidige Metalle spröde erscheinen können.

Dauerbeanspruchungen widersteht am besten der Werkstoff mit größtem Formänderungswiderstand, der also große Härte oder Fließgrenze besitzt. Große Schmeidigkeit kommt hier nicht in Frage, denn auch ein großes Arbeitsvermögen bietet keine Sicherheit gegen den Ermüdungsbruch. Das Gefüge ist hier von großem Einfluß. Bei den Dauerwechselbeanspruchungen sind Kerben noch gefährlicher, denn hier wird bei der Überschreitung der Fließgrenze im Kerbengrund keine Verfestigung hervorgerufen, sondern es entsteht eine Gefügelockerung, die endlich zur Ausbildung des Dauerbruches führt, der immer die Kennzeichen eines „Trennungsbruches“ hat. Durch Polieren oder Ätzen des Kerbengrundes wird diese Gefahr etwas vermindert.

Fig. 67. Festigkeit und Dehnung einer Bronze mit 86,7 Cu, 8,8 Sn, 4 Zn, 0,5 Pb bei verschiedenen Tempp.

Die Festigkeit einer Leg. aus zwei Metallen (binären Leg.) kann durch Zusatz eines weiteren Metalls oder mehrerer Metalle noch erhöht werden. Meist rücken mit steigender Bruchfestigkeit die Streck- und Bruchgrenze nahe zusammen, d. h. die Legg. werden elastischer, aber spröder.

Die Steigerung der **Härte,** die man durch das Legieren eines Metalls mit einem anderen, wenn auch weichen, hervorbringt, findet im Legierungsgewerbe die ausgedehnteste Beachtung. So wird sämtliches Au und Ag bei Schmucksachen, Münzen und Gebrauchsgegenständen durch Legieren mit anderen Metallen gehärtet. Im Maschinenbau und in der Technik überhaupt werden fast immer harte Legg. verwendet; wie Eisen, alle Stahlsorten, die Lagermetalle usw. Nach v. Martens und Heyn (Z. Ver. Ing. 1908. **52.** 1719) ist z. B. die Kugeldruckhärte von gegossenem Messing (mit 69.4 % Cu) 61, während sie für Cu 30—43 beträgt.

So wichtig die Härte ist, so besitzen wir noch kein abs. Maß dafür, noch können wir angeben, was eigentlich darunter zu verstehen ist. Die Härte ist eine Oberflächeneigenschaft; nach A. v. Martens der Widerstand eines festen Körpers, den er dem Eindringen eines anderen (festeren) Körpers entgegensetzt. Die Verss. (wie die Methh.) zur Messung der Härte sind sehr zahlreich[1]) und noch nicht genügend genormt, so daß man die von verschiedenen Seiten angegebenen Werte nicht unmittelbar miteinander vergleichen kann. Man erhält keine abs. Werte, weil bei den Verss. sehr komplizierte Deformationen auftreten.

Von den *Methoden zur Härteprüfung* ist am verbreitetsten die Best. der Kugeldruckhärte nach J. A. Brinell. Bei ihr wird eine Stahlkugel in die ebene Prüfungsoberfläche unter einer ruhenden Belastung eingedrückt. Dabei sind gewisse Normalbedingungen einzuhalten, um miteinander vergleichbare Werte zu erzielen, denn diese Härtezahl ist von der Eindringungszeit und -tiefe etwas abhängig. Die

[1]) Es sei verwiesen auf die sehr ausführliche Behandlung von P. W. Döhmer (Die Kugeldruckprobe, Berlin 1925); ferner auf M. v. Schwarz, Z. Ver. Ing. 1922. **66.** 428; Kürth, Diss. Berlin 1908; J. A. Brinell und E. Dillner, Mitt. Intern. Verb. f. d. Mat. d. T., Kongreß Brüssel 1906; Dillner, Jernk. A. **1903.** 384; Schwarze, Diss. Berlin 1917; E. Irion, Z. Ver. Ing. 1922. **66.** 21; E. Meyer, Z. Ver. Ing. 1908. **52.** 645, Mitt. Forsch., Heft 65; P. Ludwik, Z. öst. Ing.- u. Arch.-Ver. **1907.** 191, 205, Die Kegeldruckprobe (Berlin 1908), Z. Ver. Ing. 1917. **61.** 549; M. v. Schwarz, Z. Met. 1921. **13.** 54, Maschinenbau **1923/24.** 316; A. v. Martens und E. Heyn, Z. Ver. Ing. 1908. **52.** 1719, Mitt. Forsch., Heft 75; F. Wüst und P. Bardenheuer, Mitt. Eisen 1921. **1;** M. v. Schwarz, St. E. 1922. **42.** 582; F. Körber und J. B. Simonsen, Mitt. Eisen **4.** 61; P. Ludwik, Z. Ver. Ing. 1915. **59.** 657, 1917. **61.** 549, Z. phys. Ch. 1914. **88.** 632.

10-mm-Kugel wird bei Eisen und Stahl mit 3000 kg Belastung 30 sek lang eingedrückt, bei weicheren Legg. mit 500 oder 200 kg Belastung, so daß der Dm. des Kugeleindrucks mindestens ein Drittel, höchstens zwei Drittel des Dm. der Kugel wird. Die Probestücke sollten mindestens so dick und dreimal so breit wie der Kugel-Dm. sein, denn bei schmäleren oder dünneren Proben findet man zu kleine Härtewerte. Diese sind allgemein nach folgender Formel zu berechnen:

$$H_B = \frac{P \text{ in kg}}{\frac{\pi D}{2}\left(D - \sqrt{D^2 - d^2}\right)},$$

worin D = Kugel-Dm., d = Eindruck-Dm. in Millimetern, P = Belastung.

Bei dünneren Proben müssen kleinere Kugeln, meist von 6.35 (= $^1/_4$ Zoll als vermutliche internationale Normalgröße), 5, 2.5 und 1 mm Dm., und entsprechend kleine Drucke verwendet werden. Diese sind so zu wählen, daß geometrisch entsprechende Verhältnisse aufrecht erhalten bleiben. Nimmt man z. B. bei der 10-mm-Kugel eine Belastung von 3000 kg, so muß man bei der 6.35-mm-Kugel 1210 kg anwenden usw.

Da es eigentlich nicht einwandfrei ist, die Oberfläche des entstehenden Kugelkalottenabschnittes für die Berechnung der Härte zu verwenden, haben E. Meyer, E. Rasch und A. Rejtö die Beziehung zwischen der Belastung und der Fläche des Spurkreises des Kugeleindrucks verwendet nach:

$$H_M = \frac{P \text{ in kg}}{\frac{d^2 \pi}{4}},$$

so daß man von einer Härte in kg/mm² sprechen kann. Bei mittleren Härtezahlen sind die H_M-Härten nur um wenige Prozent größer als die H_B-Werte.

Wenn man nach dem Vorschlage von P. Ludwik statt der Kugel einen Kegel mit 90° Spitzenwinkel in die Prüfungsoberfläche eindrückt, gewinnt man von der Belastungsgröße ganz unabhängige Härtezahlen. Die Berechnung dieser Kegeldruckhärte kann erfolgen nach:

$$H_L = \frac{P \text{ in kg}}{4{,}44\, t^2},$$

wobei t die gemessene Eindrucktiefe bedeutet. Ist an der Prüfmaschine keine Vorrichtung (Quecksilbermultiplikator) zum Ablesen der Eindrucktiefe vorhanden, so kann nachträglich auch der Dm. des Kegeleindrucks (d) ermittelt werden. Die Formel lautet dann:

$$H_L = \frac{P \text{ in kg}}{\frac{\pi d}{2} \times \frac{d}{\sqrt{2}}} \quad \text{oder näherungsweise: } H_L = 0{,}9\,\frac{P \text{ in kg}}{d^2},$$

wobei t und d in Millimetern angegeben werden.

Bei der Best. der Kugeldruckhärte nach Martens-Heyn wird der Druck gemessen, der eine 10-(oder 5-mm-)Kugel $^1/_{20}$ mm tief in den zu prüfenden Stoff eindrückt. So richtig diese Meth. auch ist, so hat sie bisher keinen Eingang in die Praxis gefunden.

Neuerdings findet die Rockwell-Härteprüfung Beachtung, bei der eine Kugel oder eine Diamantspitze nach einer Vorbelastung von 10 kg mit weiteren 90 (bzw. 140) kg eingedrückt und das weitere Eindringen gemessen wird.

Diese und andere Verff. werden kurzweg *statische* Härteprüfungsmethh. genannt, denn die den Eindruck hervorbringende Belastung wirkt nur durch ihr Gewicht. In

neuerer Zeit erlangen aber auch stoßweise wirkende sog. *dynamische Prüfverfahren* immer mehr an Bedeutung, denn sie kommen den tatsächlich auftretenden Beanspruchungen näher, und die Prüfgeräte sind viel einfacher. Der Schlag auf die Kugel wird durch eine gespannte Feder oder durch ein aus bestimmter Höhe fallendes

Fig. 69. Abhängigkeit der Dm. der auf statischem oder allgemeinem Wege hergestellten Kugeleindrucke von der Zerreißfestigkeit und der Brinellhärtestahl bei Eisen und Stahl.

Gewicht bewirkt. Die Federgeräte können in allen beliebigen Lagen verwendet werden, sind aber ungenauer als die mit Fallgew. ausgerüsteten Härteprüfungsgeräte, die nur senkrecht zu gebrauchen sind, wobei also die Prüffläche näherungsweise horizontal liegen muß. Die so gewonnenen Härtewerte können nicht unmittelbar mit den statisch ermittelten verglichen werden, denn die aufgewendete Arbeit (A) ist der vierten Potenz des Dm. des Kugeleindrucks proportional. Beim Fallhärteprüfer von M. v. Schwarz

Fig. 68. Fallhärteprüfer im Schnitt.

Fig. 70. Meßlupe zum Fallhärteprüfer.

(Maschinenbau **1924**. 316), dessen Einrichtung Fig. 68 im Schnitt zeigt, wird eine Kugel von 6.35 mm Dm. mit einem 1 oder $^1/_4$ kg schweren Stahlbären eingeschlagen, der genau $^1/_2$ m Fallhöhe besitzt, so daß nicht nur harter Stahl oder Eisen, sondern auch alle Metalle und Legg. auf ihre Härte untersucht werden können[1]).

[1]) Vertrieb durch Schuchardt & Schütte, Berlin C 2.

Bei der dynamischen Härteprüfung müssen die Prüfstücke entweder eine große Masse (von 30—50 kg Mindestgew.) besitzen oder auf einen entsprechend schweren Amboß od. dgl. aufgelegt werden. Eigene Härtezahlen für die dynamische Härteprüfung zu berechnen, ist nicht zweckmäßig, denn die Brinellhärtezahl ist heute schon sehr bekannt in der Praxis. Wie Fig. 69 zeigt, kann man aus dem Dm. des Kugeleindrucks, der mit dem Fallhärteprüfer hergestellt wurde, unmittelbar die Brinellhärtezahl angeben. Die Best. jenes Dm. erfolgt einfach mit einer Meßlupe nach Fig. 70, die im Gesichtsfelde (Fig. 71) zwei Transversalmaßstäbe für die zwei verschiedenen Schlagleistungen enthält.

Wenn man eine Stahlkugel zwischen zwei Stoffe legt (wobei die Härte des einen bekannt ist, oder wobei die Härte des anderen mit dessen Härte verglichen werden soll), kann man durch einen ruhig wirkenden Druck statisch, oder durch einen Schlag dynamisch die relative Härte in einfachster Weise ermitteln. Allerdings ist

Fig. 71. Gesichtsfeld der Meßlupe zum Fallhärteprüfer

die Berechnung der Härte in diesem Fall nicht so einfach¹), und zu jeder Best. müssen zwei Eindrucks-Dm. ermittelt werden. (Verf. von Grenet, Kugeldruckkluppe der Poldihütte, der Morinhammer und das Brinellmeter.)

Das Shoresche Skleroskop²) gehört auch zu den dynamisch wirkenden Härteprüfungsgeräten und leistet besonders bei gehärteten Stahlteilen wertvolle Dienste. Ein Vorteil dieses Verf. ist, daß die Genauigkeit mit steigender Härte der Prüfstücke ansteigt.

Großen *Einfluß auf die Härte* haben verschiedene Faktoren.

Mit steigender Temp. nimmt die Härte der Metalle und Legg. ab. Fig. 72 zeigt dies nach P. Ludwik für die wichtigsten Metalle bei einer Belastung des Kegels, die 15 oder 300 sek dauert. Hochhaltige Cr-, V- und W-Legg., besonders mit Co, Fe und Ni, die sog. Hartmetalle, zeigen bis zur Rotglut noch beträchtliche, allen andern Metallen und Legg. weit überlegene Härtewerte. Nach P. Ludwik

---

¹) Wenn Weicheisen als Vergleichsstoff dient, kann nach F. Körber und J. B. Simonsen näherungsweise die Berechnung nach folgender Formel geschehen: $H_x = \left(\frac{d_e}{d_x}\right)^{2 \cdot} \cdot H_e$

²) Auch in der verbesserten Form von Schuchardt & Schütte.

soll man allerdings den Härteabfall auf h o m o l o g e T e m p p. (die abs. Tempp. der Schmpp.) beziehen, wenn man Vergleiche anstellen will.

Durch K a l t b e a r b e i t u n g kann die Härte der Metalle und Legg. auf mehr als den doppelten Betrag erhöht werden. Ausglühen beseitigt diese Härtesteigerung wieder.

Legierungsreihen zeigen ganz ähnliche *Beziehungen* der Härte zu den *Erstarrungs-* und *Umwandlungsvorgängen* wie die andern Festigkeitseigenschaften. Es bestehen folgende Gesetzmäßigkeiten:

1. In ununterbrochenen Mischkristallreihen steigt die Härtekurve mit der Konz. allmählich zu einem flachen Höchstwert an, der meist bei einfach atomarer Zus. liegt, wie bei den Au-Ag-Mischkristallen (Fig. 73 nach K u r n a k o w). Mit steigender Temp. nimmt hier die Härte verhältnismäßig nur wenig ab.

2. Bauen sich die Legg. aus einem verhältnismäßig grobkörnigen Gemenge der Bestandteile auf, so verläuft die Härtekurve nahezu geradlinig. Nur die Legg. eutektischer Zus., die meist sehr feinkörnig sind, weisen einen leichten Anstieg der Kurve auf.

Fig. 72. Kegeldruckhärten von Metallen in Abhängigkeit von der Temp. (bei 15 bzw. 300 sek Belastungszeit).

Fig. 73. Härte der Mischkristallreihe Silber-Gold (Maximum bei 50 Atom-%).

Sind die Geschmeidigkeiten der beiden Komponenten sehr verschiedene, so wächst die Härte mit zunehmender Feinkörnigkeit.

3. Intermetallische Verbb. zeigen in der Regel sprungweise Zunahme der Härte. Vermögen die Verbb. Mischkristalle mit den Bestandteilen oder untereinander zu bilden, so wird die Härte (wie unter 1. angeführt) noch weiter gesteigert.

4. Bei begrenzter B. von Mischkristallen verläuft die Härtekurve in der Mischungslücke nach 2., in den Mischkristallgebieten nach 1.

Die *Art des Zusatzmetalls* hat sehr verschiedenen Einfluß auf die Härteänderung des Grundmetalls. Den Einfluß von Sn und Zn auf K u p f e r zeigen die von H a u g h t o n und T u r n e r sowie von M u r r a y (J. Inst. Met. 1911. **6**. 92; 1909. **2**. 101) stammenden Kurven im Schaubild Fig. 74 (nach L e d e b u r - B a u e r, 52). In kleinen Mengen vergrößern Bi, Ni, Zn, Cd, Ag, Mn, Al, Sn, Sb, Mg in dieser Reihenfolge die Härte von Cu nach L u d w i k in steigendem Maße (oberer Teil von Fig. 75 für Guß in Eisenformen). Die Steigerung der Härte von Z i n n durch einige dieser Metalle ist eine andere (unterer Teil von Fig. 75). Für M a g n e s i u m und B l e i zeigen diese Verhältnisse die Schaubilder in Fig. 76, für A n t i m o n und A l u m i n i u m die in Fig. 77, ebenfalls nach L u d w i k.

Härte und *andere mechanische Eigenschaften* stehen vielfach in engem Zusammenhang; so die Kohäsion, denn die Stoffe mit großem Widerstand gegen Deformation erweisen sich gleichzeitig als sehr hart.

Bei sehr grobkristallinen metallischen Stoffen werden die Brinellkugeleindrücke elliptisch bis nahezu quadratisch oder sechsseitig. Sehr stark kalt gewalzte oder gezogene metallische Stoffe ergeben meist auch stark elliptische Kugeleindrücke, wenn eine beträchtliche Streckung in einer Richtung erfolgt war. Einkristalle zeigen (Unterss. besonders von J. Czochralski) wesentliche Abhängigkeit der Härte von der kristallographischen Orientierung. Bei Vielkristall-Prodd. bestehen so innige Zusammenhänge zwischen der Zerreißfestigkeit und der Härte, daß sie wechselseitig umgerechnet werden können, sofern die Stoffe wesentliche Einschnürung bei der Zerreißprobe zeigen. Dies gilt für Eisen, Stahl, Kupfer, Messing usw., für Gußeisen aber nicht. Bei Kupfer-Einkristallen ist nach Czochralski dagegen in den Achsrichtungen geringer Festigkeit die Härtezahl sehr beträchtlich höher als in denen hoher Festigkeit. Die Abweichungen sind umso mehr verschieden, je geringer die Belastung gewählt wird. Czochralski führt dies darauf zurück, daß bei geringer Eindringungstiefe die Kugel ein besser gerichtetes Kraftfeld bildet (vielleicht besser gesagt, das vorhandene weniger stört) als bei erheblicher Eindruckstiefe, denn bei letzterer wird sich die Beanspruchung immer mehr auf alle drei senkrecht aufeinander orientierten Kristallrichtungen erstrecken können. Die Skleroskophärten verhalten sich auch bei den Einkristallen ähnlich wie die Kugeldruckhärten.

Fig. 74. Härte der Kupfer-Zinn- und Kupfer-Zink-Legierungen.

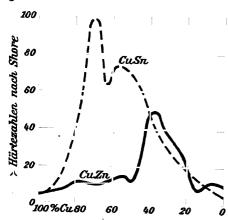
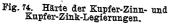
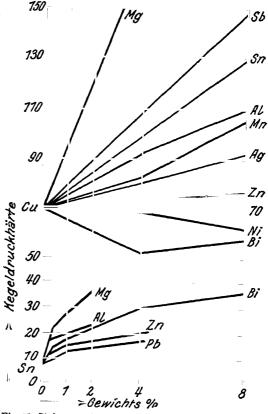



Fig. 75. Steigerung der Kegeldruckhärte einiger in Eisenformen gegossener Kupfer- und Zinnlegg. durch kleine Legierungszusätze (nach P. Ludwik).

Der *Wärmebehandlung*, die man beim Härten des Stahls schon seit Jahrtausenden anwendet, beginnt man bei den anderen Legg. erst in letzter Zeit mehr Beachtung zu schenken. Schon allein die Abkühlungsgeschwindigkeit beim Guß ist von großem Einfluß auf die Härte. E. Heyn und O. Bauer fanden z. B. bei einer Maschinenbronze mit 84 Cu, 15 Sn und 1 Zn bei Sandguß die Kugeldruckhärte

zu 84, bei Kokillenguß dagegen zu 154, wobei die Probestäbe denselben Querschnitt von 30 × 40 mm besaßen. Bei Messing (gewisser Zus.), Aluminiumbronze, Al-Zn- und vielen andern Legg. kann man ähnliche Beobachtungen machen. Doch liegen wenige systematische Unterss. über diese Einflüsse bei ganzen Legierungsreihen vor. Durch Erhitzen der Schalengüsse (wie die in Kokillen gegossenen Metalle auch

Fig. 76. Fig. 77.

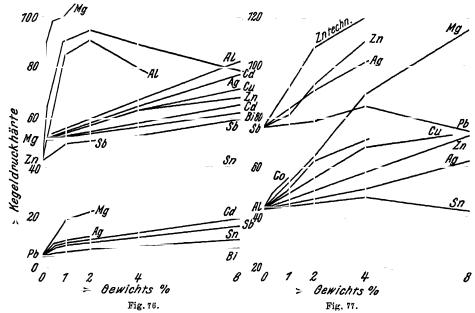



Fig. 76 u. 77. Steigerung der Kegeldruckhärte von Mg, Pb, Sb und Al durch Legierungszusätze (nach P. Ludwik).

genannt werden) kann die Härte wieder vermindert werden, etwa auf den Betrag, den die Sandgüsse aufweisen. Auch das Abschrecken von bestimmten Tempp. wirkt sogleich oder nach einiger Zeit härtesteigernd. Beim Duralumin wurde diese Erscheinung zuerst beobachtet und eingehend erforscht. Sie spielt bei den veredelbaren Aluminiumlegierungen eine hervorragend wichtige Rolle, ist ihrem Wesen nach aber noch nicht ganz aufgeklärt. Bei den selbstveredelnden Al-Gußlegg. Alneon und Neonalium genügt die Abschreckwirkung des Sandgusses, um den Selbstveredelungsvorgang zu bewirken. Bei den hoch zinkhaltigen Al-Legg. ist die Härtesteigerung beim Abschrecken auf die B. der intermetallischen Verb. Al_2Zn_3 zurückzuführen, die durch Erhitzen auf Tempp. unterhalb des Umwandlungspunktes (hier 256°) bewirkte wesentliche Verminderung der Härte auf den Zerfall dieser Verb. in die beiden Endmischkristalle.

Bekannt ist die Ausglühwirkung, die ziemlich allgemein die Entfestigung durch eine vorausgegangene Kaltbearbeitung aufhebt, also auch die Härte wieder auf die normalen Werte bringt. Ausgenommen sind die oben genannten selbstveredelnden Al-Legg., bei denen die Härte und die anderen Festigkeitseigenschaften nur vorübergehend erniedrigt werden.

Interessant und techn. wichtig sind die Veränderungen der Festigkeitseigenschaften und der Härte, die bei gewissen Legg. durch eine Lagerzeit (meist nach vorausgegangener Wärmebehandlung) hervorgerufen werden (*Alterung*). Beim Duralumin (und anderen ähnlichen vergütbaren Aluminium-Legg.) ist diese Erscheinung am besten studiert. Die Brinellhärte des Duralumins ist unmittelbar nach dem Abschrecken (von etwa 480—520°) zwecks Veredlung rund 91,

nach fünftägiger Lagerung dagegen auf 115—125 angestiegen[1]). Bei der Al-Leg. Aludur wird diese Steigerung der Härte (und allgemein die Vergütung) schneller und in höherem Maße erreicht, wenn man nach dem Abschrecken bestimmte Zeit auf etwa 160—180° erhitzt. Wird nach dieser Veredlung durch Lagerung oder künstliche Alterung, wie man das Erhitzen auf optimale Zeit und Temp. auch nennt, auf wesentlich höhere Tempp. erhitzt (auf etwa 300—350°) oder längere Zeit, so nehmen Härte und Festigkeit beträchtlich ab; es findet eben ein Ausglühen statt.

Lautal und andere veredelbare Al-Legg. werden ähnlich wie Aludur bei höherer Temp. künstlich gealtert. Neuerdings geschieht dies auch bei Beryllium-Cu-Legg. (G. Masing, Z. Met. 1928. **20**. 19). Fe ist ebenso veredelbar (G. Masing, Archiv für das Eisenhüttenwesen, Gruppe E, 1928. **2**. Nr. 31, Werkstoffbericht Nr. 132). Nach W. Fränkel können auch bei Silber-Legg. ähnliche künstliche Alterungseffekte erzielt werden.

Bei einer Blei-Natrium-Leg. mit 0.8 % Na beobachtete J. Goebel (Z. Met. 1922. **14**. 428) ein Ansteigen der Härte von rund 25 auf 34 innerhalb einer Woche. Hier dürfte die Zimmerwärme schon hingereicht haben, um diese Nachwirkung hervorzubringen. Ihre Ursache ist noch nicht restlos geklärt; vermutlich Einstellung eines Gefügegleichgew., das dadurch ermöglicht wird, daß die Rekristallisationstemp. des Bleis unter Zimmertemp. liegt.

Besonders bei Gußstücken werden oft nicht so hohe Festigkeitswerte erreicht wie bei Probestäben. Dies wird durch Gußspannungen und Fehler bedingt. Hohlräume, Blasen, Lunker, Sandeinschlüsse in Gußstücken oder Schweißnähten kann man durch Aufnahmen von Schattenbildern mit Röntgenstrahlen (s. Fig. 14, 257 ff.) feststellen. Die Kosten sind allerdings verhältnismäßig groß. Man hat sie, z. B. (Gieß.-Kongreß, Paris 1924) bei der Unters. von wichtigen Gußstücken, wie Schwungrädern, dadurch herabgesetzt, daß man nicht mehr Schattenbilder aufnimmt, sondern die Intensität der durchgehenden Strahlen mit Hilfe eines Registrierinstruments aufzeichnet.

Bei Ag-Al-Ni, 70/30er-Messing- und 80/20er Kupfernickeldraht hat D. H. Ingall (Herbsttagung des Inst. Met. 1924) eine Beziehung zwischen der Zerreißfestigkeit und der Temp. festgestellt, die bis zu einer kritischen Senkungstemp. durch eine gerade Linie ausgedrückt wird, nach der Formel:

$$\text{Zerreißfestigkeit} = a - b \times \text{Temp.},$$

worin a und b Konstanten bedeuten. Dies stimmt im wesentlichen mit den Beobachtungen über die Härte von Metallen und Mischkristallreihen bei höheren Tempp. überein.

Vgl. auch F. Körber und J. B. Simonsen (Mitt. Eisen. 1924. 5. 21); F. Sauerwald, nach Verss. von K. Knehans (Z. anorg. Ch. 1923. **131**. 57; Z. Met. 1924. **16**. 315).

6. Dehnbarkeit und Bearbeitbarkeit.

Die Dehnbarkeit der reinen Metalle ist meist größer als die ihrer Legg. Oft beeinflussen schon kleine Zusätze die *Geschmeidigkeit* der Metalle stark. So sind z. B. 0.05 % Bi bei Au, Ag, Cu, Pb und Sn bereits deutlich bemerkbar. Anderseits zeigt eine Anzahl von Metallen mit 10—40 % Legierungszusätzen und darüber noch genügende Geschmeidigkeit, um sich walzen zu lassen, z. B. 70/30er-Messing für unechtes Blattgold.

Die Dehnbarkeit (beim Längen der Metalle) ist eine besondere Art der Geschmeidigkeit (nach P. Ludwik kurzweg *Schmeidigkeit* genannt). Vielfach sagt man,

[1]) Weitere Angaben, auch über die Festigkeitseigenschaften, Geschichtliches usw., bringt R. Beck, Z. Met. 1924. **16**. Heft 4.

daß die Sprödigkeit der Gegensatz der Geschmeidigkeit sei; richtiger bezeichnet man die spröden Stoffe als solche von geringer Schmeidigkeit.

Ein einheitliches Prüfungs- oder Bestimmungs-Verf. für die Schmeidigkeit ist noch nicht bekannt. Meist begnügt man sich, die Bruchdehnung, Durchbiegung, Biegezahl oder den Verdrehungswinkel festzustellen und die Eignung eines Stoffes für besondere Formgebungen direkt durch eine technologische Prüfung zu ermitteln. Bei dieser macht man die Beanspruchungen zweckmäßig den bei der techn. Verarbeitung auftretenden ähnlich. Nach P. Ludwik (St. E. 1920. **49**. 1547) drückt man zur Ermittlung der Schmeidigkeit metallischer Stoffe einen Stahlkegel nahe am Rande der Probe so fest ein, daß am ausweichenden Rand ein Riß entsteht. Das Prod. aus Randabstand (k) und dem Betrag der Ausbauchung (a) stellt bei demselben Stoff einen guten Näherungswert für die Schmeidigkeit dar. $100 \times a \times k$ ist bei Beginn der Rißbildung bei Al = 135—144, Cu = 109—119, Zn = 18—30, Messing = 100—106. Pb und Sn geben keine Rißbildung.

Bleche, die durch Ziehen oder Pressen verarbeitet werden sollen, werden auf ihre Ziehfähigkeit zweckmäßig mit dem Blechprüfer System Erichsen (Al. 1922. **4**. 33, 43) untersucht. In Amerika ist dazu die Olsenmaschine im Gebrauch, die ähnlich arbeitet, außerdem aber noch den zur Tiefung nötigen Druck mißt. A. I. Amsler (Schaffhausen) hat eine ähnliche Dose gebaut, bei der eine Stahlkugel von 20 mm Dm. unter der Prüfmaschine bis zur Rißbildung in das zu prüfende Blech eingedrückt und die Tiefung gemessen wird. Letztere steigt mit zunehmender Blechdicke, so daß man diese bei der Prüfung berücksichtigen muß. Wertvoll ist das Verf., weil dabei der Körnigkeitsgrad der Bleche nach der Tiefung zu erkennen ist. Zu grobkörnige Bleche nehmen eine rauhe narbige Oberfläche an, die sie auch bei der Verarbeitung erhalten würden, und die sie ungeeignet macht. Ähnlich ist der neue Blechprüfer von G. Wazau.

Die Prüfung der Bearbeitbarkeit mit schneidenden Werkzeugen ist auch sehr wichtig, aber noch nicht einheitlich durchzuführen, denn es kommt dabei sehr auf die Schneidenform, die Schnittgeschwindigkeit usw. an. Nach A. Keßner (Die Prüfung der Bearbeitbarkeit der Metalle und Legg., unter besonderer Berücksichtigung des Bohrverfahrens, Diss. Königsberg 1915; Einwände siehe: P. Ludwik, Z. öst. Ing. u. Arch.-Ver. **1915**. Heft 1) ist der Bohrvers. geeignet, die Bearbeitbarkeit festzustellen. Über die spanabhebende Bearbeitung der Leichtmetalle siehe M. Kurrein (Z. Met. 1927. **19**. 479).

Allgemein steigt die Bearbeitbarkeit metallischer Stoffe mit sinkender Schmeidigkeit, weil der Span „spritzig" wird, wie dies z. B. beim Schraubenmessing durch Zusatz von $\backsim$ 2 % Pb erreicht wird. Mit zunehmender Härte wächst im allgemeinen die Bearbeitbarkeit der Metalle und Legg. zunächst, weil meist parallel damit die Schmeidigkeit sinkt, nimmt dann aber wieder ab. Die Bearbeitbarkeit macht sich nicht nur beim Drehen, Hobeln oder Fräsen, sondern auch beim Bohren, Feilen und Gewindeschneiden usw. bemerkbar. Besonders bei reinem Al sind diese Arbeiten nur sehr schwierig durchzuführen, weil es (ebenso Zn, weiches Eisen und Cu) stark schmiert. Durch einige Proz. Zn oder Mg wird die Bearbeitbarkeit des Al ganz wesentlich gesteigert. Bei Messing wirken Zusätze von Al oder Pb sehr günstig auf die Bearbeitbarkeit durch spanabhebende Werkzeuge ein.

7. Thermische Eigenschaften.

a) Wärmeinhalt.

Der Wärmeinhalt der Stoffe ist bei verschiedenen Tempp. sehr verschieden. Unter spezifischer Wärme bei bestimmter Temp. versteht man die Wärmemenge in cal, die man der Masseneinheit zuführen muß, um deren Temp. um 1^0 zu erhöhen. Als Bezugseinheit für die Wärmemenge wurde die Gewichtseinheit des W.

gewählt; und zwar ist 1 cal die Wärmemenge, die nötig ist, um 1 g W. von 14.5 auf 15.5° zu erhitzen, kcal die 1000fache. Die SW. eines Stoffes ist gleich der Zahl, welche angibt, wievielmal mehr Wärme man braucht, um bei dem Stoff eine Temp.-Erhöhung von 1° hervorzubringen, als bei einer gleich großen Masse W., um diese von 14.5 auf 15.5° zu erhitzen. Der Wärmeinhalt = Wärmekapazität ist der Zuwachs dieser Größe bei einer Temp.-Erhöhung um 1°, bezogen auf die Masseneinheit (g oder kg).

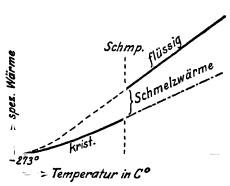



Fig. 78. Abhängigkeit der SW. von der Temp.

Die Änderungen des Wärmeinhalts metallischer Stoffe in Abhängigkeit von der Temp. überblickt man am einfachsten in graphischer Darstellung (Fig. 78). Der treppenstufenartige Verlauf der Kurve zeigt, daß vom abs. Nullpunkt ab der Wärmeinhalt der krist. Metalle mit der Temp. ansteigt und beim Schmp. um die Schmelzwärme zunimmt, die gleich der Erstarrungs- oder Kristallisationswärme ist. Im fl. Zustand wächst dann der Wärmeinhalt wieder regelmäßig bis zum Sdp. Statt des Schmp. kann auch ein allotroper Umwandlungspunkt gesetzt werden. Die diskontinuierliche Änderung des Betrages des Wärmeinhalts bei der Temp. der polymorphen Umwandlung nennen wir einfach Umwandlungswärme.

Es bestehen die Beziehungen: Wärmeinhalt $W = a + b\,t + c\,t^2$; mittlere spezifische Wärme $s = a\,t^{-1} + b + c\,t$; wahre SW. $s' = b + \beta\,t$; $c = \frac{\beta}{2}$. Die Konstanten zeigt die folgende Tabelle nach F. Wüst, A. Meuthen und R. Durrer (Mit. Forsch. 1918. Heft **204**):

Metall	Temp.-Bereich	a	b	$c \times 10^{-6}$	$\beta \times 10^{-6}$
Ag	0—961	—	0.05725	5.48	10.96
Ag fl.	961—1300	53.17	0.00710	28.30	56.60
Al	0—657	—	0.22200	38.57	77.14
Al fl.	657—1000	102.39	0.21870	24.00	48.00
Au	0—1064	—	0.03170	1.30	2.60
Au fl.	1064—1300	26.35	0.01420	8.52	17.04
Bi	0—270	—	0.03141	5.22	10.44
Bi fl.	270—1000	10.31	0.03107	5.41	10.42
Cd	0—321	—	0.05550	6.28	12.56
Cd fl.	321—1000	6.30	0.06952	6.37	12.74
Co	0—950	—	0.09119	40.77	80.74
Co	1100—1478	22.00	0.11043	14.57	29.14
Co fl.	1478—1600	57.72	0.14720	—	—
Cr	0—1500	—	0.10233	33.47	66.94
Cu	0—1084	—	0.10079	3.05	6.10
Cu fl.	1084—1300	130.74	— 0.04150	65.60	131.20
Fe α	0—725	—	0.10545	56.84	113.68
Fe β	725—919	— 1.63	0.15920	—	—
Fe γ	919—1404.5	18.31	0.14472	0.05	0.10
Fe δ	1404.5—1528	— 77.18	0.21416	—	—
Fe fl.	1528—1600	70.03	0.15012	—	—

Metall		Temp.-Bereich	a	b	c × 10^{-6}	β × 10^{-6}
Mn		0—1070	—	0.12037	25.41	50.82
		1130—1220	— 7.41	0.17700	—	—
		1230—1250	3.83	0.19800	—	—
Mo		0—1500	—	0.06162	10.99	21.98
Ni		0—320	—	0.10950	52.40	104.80
		330—1451	0.41	0.12931	0.11	0.22
	fl.	1451—1520	50.21	0.13380	—	—
Pb		0—327	—	0.03591	— 11.47	— 22.94
	fl.	327—1000	6.07	0.02920	3.30	6.60
Pt		0—1500	—	0.03121	3.54	7.08
Sb		0—630	—	0.05179	3.00	6.00
	fl.	630—1000	39.42	0.05090	2.96	5.92
Sn		0—232	—	0.06829	—	—
	fl.	232—1000	14.33	0.07020	— 18.30	— 36.60
W		0—1500	—	0.03325	1.07	2.14
Zn		0—419	—	0.08777	43.48	86.96
	fl.	419—1000	14.34	0.13340	— 16.10	— 32.20

Dulong und Petit fanden, daß das Prod. aus Atomgewicht und SW. bei den festen Elementen gleich ist und etwa 6.4 ergibt.

Nach der Neumann-Koppschen Regel ist die *Molekularwärme* einer Verb. (SW. × Mol.-Gew.) nahezu gleich der Summe der Atomwärmen der sie bildenden Elemente. Die Abweichungen von dieser Regel, also die Unterschiede in den Werten der beobachteten und ber. SWW., sind sehr gering, wie folgende Zahlen zeigen:

Formel	Mittlere Abweichung in Proz. bei 0°	Formel	Mittlere Abweichung in Proz. bei 0°
Ag_2Al	+ 0.3	Co_2Sn	+ 0.4
Ag_3Al	— 1.3	Cu_2Mg	— 1.4
AgMg	— 3.7	Cu_2Sb	+ 2.6
Ag_3Sb	+ 2.3	Cu_3Sb	4.2
Ag_3Sb	+ 4.1	$MgNi_2$	— 6.2
AlCu	— 2.8	$MgZn_2$	— 1.9
Al_2Cu	— 0.1	Ni_3Sn	+ 5.7
$AlCu_3$	— 1.7		

Bei binären Legg. lassen sich die Wärmeinhalte in Abhängigkeit von der Temp. durch Flächen in einem Raummodell darstellen. Legt man durch dieses geeignete Schnitte, so kann man die Änderungen des Wärmeinhalts mit der Temp. sofort überblicken. Die Wärmeinhalte einiger Legg. können, wie F. Wüst und R. Durrer (Mitt. Forsch. 1921. Heft **241**) gezeigt haben, mit der Mischungsregel aus denen der Bestandteile ber. werden.

Für die eutektische Bleiantimon-Leg. (mit 13 % Sb) zeigt nach F. Wüst und R. Durrer Fig. 79 die Abhängigkeit des Wärmeinhalts und Fig. 80 die der mittleren SW. von der Temp. Fig. 81 stellt schaubildlich die Wärmebeziehungen der Pb-Sb-Legg. in Abhängigkeit von Konz. und Temp. dar.

Die *Schmelzwärmen* der wichtigsten Metalle sind:

Metall	Schmelz-temp. t^0	Schmelz-wärme k cal/g	Atomare Schmelz-wärme k cal × 10^{-3}
Ag	961	26.0	2.81
Al	657	94.0	2.55
Au	1063	15.9	3.14
Be	1278	(341 ?)	(3.11 ?)
Bi	267	10.2	2.13
Cd	321	10.8	1.22
Co	1478	58.2	3.44
Cr	1550	32.0	1.66
Cs	28.5	3.77	0.50
Cu	1083	41.0	2.61
Fe	1528	49.4	2.75
„ (Gußeisen, grau)	—	23.0	1.30
„ (Gußeisen, weiß)	—	32—34	1.8—1.9
Hg	— 38.9	2.75	0.555
K	58	15.7	0.61
Li	186	32.8	0.23
Mg	651	72.0	1.75
Mn	1210	36.7	2.01
Na	98	27.2	0.63
Ni	1451	58.1	3.29
Pb	327	5.47	1.13
Pd	1500	36.3	3.86
Pt	1779	27.2	5.30
Sb	630	38.9	4.67
Sn	232	13.8	1.64
Tl	290	7.2	1.47
Zn	419	23.0	1.50

Fig. 79. Abhängigkeit des Wärmeinhaltes der eutektischen Pb-Sb-Leg. von der Temp. (nach F. Wüst und R. Durrer).

Fig. 80. Mittlere SW. der eutektischen Pb-Sb-Leg. in Abhängigkeit von der Temp. (nach F. Wüst und R. Durrer).

Fig. 81. Wärmebeziehungen der Pb-Sb-Legg. (nach F. Wüst und R. Durrer).

Nach der Cromptonschen Regel ist der Quotient aus atomarer Schmelzwärme und abs. Temp. des Schmp. rund 2 kcal.

Die *Bildungswärme* intermetallischer chem. Verbb. ist meist nicht groß und wegen der hohen Tempp. nur schwierig genau zu messen. Man bedient sich meist der indirekten Best., wobei man die Lösungswärme in einem einfach wirkenden chem. Mittel bestimmt. NH_4-Salze in wss. Lsg. werden mit Erfolg angewendet. Die Bildungswärmen für einige Legg. sind in kcal/g-Mol nach Landolt-Börnstein (Phys.-chem. Tabellen):

Leg.	kcal	Leg.	kcal	Leg.	kcal	Leg.	kcal
KNa_2	− 2.93	NaHg	+ 10.3	$CaZn_{10}$	+ 199.1	Al_2Cu	+ 31.9
KNa	− 0.14	$NaHg_2$	+ 17.8	$CaZn_8$	+ 55.6	AlCu	+ 32.4
K_2Na	+ 1.94	$NaHg_4$	+ 20.0	Mg_4Al_3	+ 49.0	Al_2Cu	+ 23.3
K_3Na	+ 1.16	Na_3Hg	+ 12.86	$MgZn_2$	12.6 bis 13.14	Al_3Cu	− 13.3
$NaCd_2$	+ 30.80	KHg_2	+ 20.0			Zn_2Cu	+ 10.41
$NaCd_5$	+ 60.60	KHg_9	+ 33.0	MgCd	+ 9.2	Cd_3Cu_2	+ 47.7

Auf 1 g-At. des in der kleineren Menge vorhandenen Metalls bezogen, ergibt sich:

Leg.	Pb + 1.6% Zn	Pb + 23.9% Zn	Bi + 55.6% Pb	Sn + 8.3% Zn	Pb + 90.0% Sn
kcal	− 23.8	− 0.96	+ 1.4	+ 4.8	+ 8.1

Leg.	Pb + 61.8% Sn	Pb + 21.0% Sn	Pb + 5.0% Sn	Pb + 2.0% Sn
kcal	+ 1.0	− 0.45	− 2.6	− 6.5

Sehr groß scheint die Verbindungswärme des Si mit dem Fe zu sein, wobei die Verb. FeSi entsteht. Sie ermöglicht die Silicothermie, die für die Herst. der hoch säurefesten Fe-Si-Legg. von Bedeutung ist. Vgl. R. Walter (Z. Met. 1921. **13**. 225).

Auch die *Mischungswärmen* metallischer Stoffe sind meist nicht groß, können sogar negatives Vorzeichen besitzen.

Verdampfungswärmen einiger Metalle nach Landolt-Börnstein:

Metall	Temp. oder Druck	Verdampfungswärme cal/g	Verdampfungswärme kcal/g-Atom
Ag	1 Atm.	517	55.8
Bi	„	205	42.7
„	920	190	39.5
„	Vakuum	162	33.8
Ca	785	580	23.3
Cd	425	200	22.5
„	778	240	27.0
„	Vakuum	181	20.4
„	T abs.	234—0.022 T	26.34—0.0025 T
Cu	1 Atm.	1110	70.6
Hg	142	72.23	14.49
„	350	62.0	12.4
„	358	67.8	13.6

Metall	Temp. oder Druck	Verdampfungswärme cal/g	k cal/g-Atom
Hg	1 Atm.	68.7	13.8
„	130	67	13.4
„	Vakuum	63.6	12.7
Mg	„	1700	41.4
„	965	2020	49.1
Mo	T abs.	1850—0.026 T	177—0.0025 T
Pb	—	—	45.5
Pt	T abs.	656—0.013 T	128—0.0025 T
Sn	1 Atm.	621	73.9
W	T abs.	1180—0.010 T	217.8—0.0018 T
Zn	1 Atm.	436	28.5
„	Vakuum	366	24.0
„	625	400	26.3
„	918	475	31.2

b) Schmelzen, Erstarren und Verdampfen.

Schmelzpunkte der Metalle (teilweise nach Z. Met. 1919. **11.** 1):

Met.	Schmp.	Met.	Schmp.	Met.	Schmp.	Met.	Schmp.
Ag	961	Cu	1083	Na	97.5	Sm	1300
Al	658	Fe	1529	Nb	1700	Sn	232
As	830	Ga	30	Nd	840	Ta	2830
Au	1063	Ge	958	Ni	1450	Te	450
B	2400	Hf	2600	Os	2740	Th	∾1700
Ba	850	Hg	— 38.7	Pb	327	Ti	∾2200 (?)
Be	1300 (?)	In	155	Pd	1557	Tl	301
Bi	270	Ir	2400	Pr	940 (?)	U	1860
Ca	808	K	62.4	Pt	1764	V	1800
Cd	324	La	826	Rb	38	W	3060
Ce	720 (?)	Li	186	Rh	1970	Y	1490
Co	1480	Mg	651	Ru	2480	Zn	419.4
Cr	1520	Mn	1207	Sb	630	Zr	2000 (?)
Cs	26	Mo	2430	Si	1420		

Die Schmpp. der Metalle werden durch Legieren mit andern Metallen im allgemeinen erniedrigt. Die der Legg. sind von ihrer prozentualen Zus. abhängig. Bei Loten ist die Auswahl einer Leg. mit dem richtigen Schmp. besonders wichtig. Einzelne Legg. werden wegen ihres sehr niedrigen Schmp. benutzt. Bei den Legg. findet man (mit Ausnahme der eutektischen und der unzers. schm. intermetallischen Verbb.) immer ein Schmelz- (oder Erstarrungs-) Intervall, also einen oberen und unteren Schmp. In diesem Temp.-Intervall besteht eine mehr oder minder breiige Mischung von Kristallen und noch fl. Schmelze. Man kann deshalb bei den Legg. allgemein nicht von einem Schmp. sprechen. Manchmal findet man die Bezeichnungen Erweichungs- und Verflüssigungs-Punkt bzw. -Temp.

Wie allgemein bei den phys. Lsgg., herrscht auch bei den Metallegg. das Raoultsche Gesetz der mol. Gefrierpunktserniedrigung (bzw. der Siedepunktserhöhung). Die bei den Aggregatzustandsänderungen auftretenden Veränderungen des Wärmeinhalts benutzen wir in erster Linie für die Unters., durch die Aufnahme der *Abkühlungskurven* (seltener der Schmelzkurven) bei der sog. thermischen

A n a l y s e. Beobachten wir z. B. die Tempp. eines reinen geschm. Metalls bei der Abkühlung in gleichen Zeitabständen, so können wir durch graphische Darst. in einem rechtwinkeligen Koordinatensystem die Abkühlungskurve anschaulich darstellen. Auf der Ordinate wird zweckmäßig die jeweils beobachtete Temp., auf der Abszisse die Beobachtungszeit eingetragen. Fig. 82 zeigt die so erhaltene Abkühlungskurve von reinem Zn. Man erkennt deutlich den treppenstufenartigen Verlauf der von links oben nach rechts unten gehenden Kurve. Der Absatz, die sog. H a l t e z e i t, bei 419° entspricht der Erstarrung des Zn, die bei vollkommen gleich bleibender Temp. erfolgt. Diese Temp. ist dieselbe wie die Schmelztemp., bei der die bei der Erstarrung gebildeten Kristalle in den fl. Aggregatzustand übergehen. Die von links unten nach rechts oben gehende Erhitzungskurve zeigt den Zusammenhang mit dem Erstarrungsvorgang.

Fig. 82. Erhitzungs- und Abkühlungskurve von reinem Zink (Schmelz- bzw. Erstarrungspunkt 419°.)

Überhitzungen der festen Stoffe kommen nur sehr selten vor. Dagegen finden sich manchmal U n t e r k ü h l u n g e n von Schmelzen, d. h. der Stoff kann im fl. Zustand auch unter die Erstarrungstemp. abgekühlt werden. In Fig. 82 ist dies durch den punktierten Verlauf der Kurve angedeutet. Durch Rühren oder besser durch I m p f e n wird die Unterkühlung vermieden. Meist genügt dazu ein kurzes Herausheben des Thermometers oder des Rührers, die schneller abkühlen, und an denen die haften gebliebenen Teile der Schmelze zu krist. beginnen. Diese Kriställchen wirken dann als

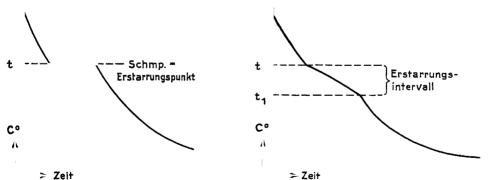



Fig. 83 a. Abkühlungskurve eines reinen Metalls, einer intermetallischen Verb. oder eutektischen Legierung.

Fig. 83 b. Abkühlungskurve von metallischen Mischkristallen.

K e i m e oder K r i s t a l l i s a t i o n s z e n t r e n. Diese Meth. wird d y n a m i s c h e S c h m e l z p u n k t s b e s t i m m u n g genannt.

Schematisch zeigt Fig. 83 a den Verlauf der Abkühlungskurve eines reinen Metalls, die den Erstarrungspunkt (Schmp.) bei konstanter Temp. gibt (abgesehen von anfänglichen möglichen kleinen Unterkühlungen). Unzers. schm. intermetallische Verbb.

und eutektische Legg. haben ebenfalls diese Abkühlungskurve. Dagegen zeigt nach Fig. 83 b eine Leg., bei der die phys. Lsg. auch im festen Zustand erhalten bleibt (Mischkristalle), ein Erstarrungsintervall, d. h. der Übergang vom fl. in den festen Aggregatzustand vollzieht sich nicht bei konstant bleibender Temp., sondern zwischen zwei bestimmten Tempp. (A und A_1). Diese Gleichgewichtsbeziehungen werden durch die Phasenregel aufgeklärt, die für das Verständnis der später zu besprechenden Konz.-Temp.-Schaubilder sehr wertvoll geworden ist.

Auch beim *Übergang in eine andere* (polymorphe) *Modifikation* ändert sich der Wärmeinhalt, ebenso wie die Beträge der meisten übrigen Eigenschaften andere werden. Die beim Erstarren frei werdende Wärmemenge wird Kristallisationswärme genannt und ist gleich der Wärmemenge, die zum Schm. erforderlich ist, nur von entgegengesetztem Vorzeichen. Diese Erstarrungswärme bewirkt, daß der Verlauf der Abkühlungskurve horizontal wird, denn sie deckt den Wärmeverlust durch Strahlung und Leitung. Je größer die Erstarrungswärme (und je größer die erstarrende Masse) ist, desto länger wird der horizontale Teil der Erstarrungskurve, die Haltezeit bei der Erstarrungstemp., ausfallen.

Die Dampfspannung fast aller Metalle und Legg. ist sehr gering, so daß man sie für die meisten praktischen Zwecke vernachlässigen kann, denn die *Siedepunkte* liegen beträchtlich über den Schmpp. Allgemein steigt die Siedetemp. mit steigender Schmelztemp. wesentlich an. Nach Verss. des amerikan. Bureau of Mines (Engg. 1925. **119**. 270; C. Hütt. 1925. **29**. 273) kann eine Formel abgeleitet werden, aus der die Dampfdrucke der Metalle für beliebige Tempp. ber. werden können. Als Sdpp. einiger Metalle werden angegeben:

Metall	Druck in Millimeter Quecksilbersäule				
	760	300	50	1	0.1
Al	1800°	1635°	1390°	1030°	885°
Cd	766°	686°	565°	386°	321°
Cu	2310°	2120°	1825°	1400°	1220°
Fe	3235°	2930°	2520°	1900°	1655°
Mg	1129°	1015°	855°	615°	515°
Mn	1900°	1720°	1465°	1080°	925°
Pt	3707°	—	—	—	—

Festes Al hat bei 25, 300 und 659° (Schmp.) die Dampfdrucke: 7×10^{-23}, 3.4×10^{-11} und 0.00062.

Bei polymorphen *Umwandlungen im festen Zustand* sind die Wärmetönungen oft nur gering, und vielfach treten auch beträchtliche Unterkühlungen auf, so daß hier manchmal zu anderen Unters.-Methh. gegriffen werden muß. Das Eisen macht nach der Erstarrung drei solche polymorphe Umwandlungen durch. Von den uns hier interessierenden Metallen ist besonders das Zinn zu nennen. Es besitzt bei etwa 20° einen Umwandlungspunkt, bei dem das weiße metallische (β-Zinn) in das unter 20° stabile α-Zinn übergeht, das grau ist und ein wesentlich geringeres SG. besitzt (5.85 gegen 7.32). Bei der Umwandlung wird also das Vol. wesentlich vergrößert, so daß Pusteln u. ä. auftreten und das schön metallische Zinn zu einem unscheinbaren grauen Pulver zerfällt. Früher glaubte man, es handle sich um eine chem. Zers. und bezeichnete die Erscheinung als Zinnpest. Fig. 84 zeigt ein davon befallenes Stück Zinn. Um wertvolle Gegenstände in Sammlungen davor zu bewahren, sollen sie (Cohen und van Eijk, Z. phys. Ch. 1899. **30**. 601) im Winter in geheizten Räumen aufbewahrt werden, deren Temp. 18° nicht unterschreitet. Zinn erfährt eine weitere allotrope Umwandlung bei 161°. Das darüber beständige γ-Zinn unterscheidet sich äußerlich nicht vom β-Zinn.

Von den zahlreichen beobachteten oder vermuteten Umwandlungspunkten seien angeführt:

Metall	Al	Cd	Co	Ni	Sn		Tl	Zn		
Modifikation . . .	$\beta \to \alpha$	$\beta \to \alpha$	$\beta \to \alpha$	$\beta \to \alpha$	$\gamma \to \beta$	$\beta \to \alpha$	$\beta \to \alpha$	$\delta \to \gamma$	$\gamma \to \beta$	$\beta \to \alpha$
Umwandlungstemp.	580?	60	1160	320	161	18	224	340 360	270?	170?
Wärmetönung in kcal/g-At. . .	?	?	?	4,6	?	0,55	0,3	?	?	?

Durch plötzliches Abkühlen von höherer Temp., das *Abschrecken*, gelingt es meist, die bei höherer Temp. beständige Modifikation auf Zimmertemp. herabzubringen. Das wird beim Härten des Stahls und bei der Veredlung von Al- und anderen Legg. praktisch angewendet.

× etwa 1

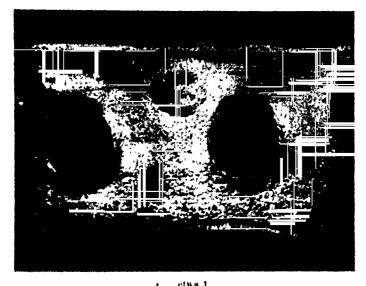



Fig. 84. Zinndichtung mit Zinnpest von einem Brauereilagertank.

c) Die Grundformen der Erstarrungsschaubilder von Zweistofflegierungen.

Bei *unbegrenzter Löslichkeit der Bestandteile im flüssigen und im kristallisierten Zustand*, also bei *ununterbrochener Mischkristallreihe*, zeigt die Zustände einer Legierungsreihe in Abhängigkeit von der Temp. und Konz. die graphische Darst. in Fig. 85 (*Erstarrungstypus I* nach Roozeboom). Die Tempp. sind als Ordinaten, die Konzz. als Abszissen im linken Teilbilde eingetragen. Die beiden Leg.-Bestandteile werden in techn. Büchern der Einfachheit halber meist in Gew.-Proz. des einen der Bestandteile A oder B, meist B, angegeben[1]).

[1]) In metallographischen Lehrbüchern findet man manchmal auch At.-% angegeben. Dies ist vorteilhaft, weil man so das Auftreten von intermetallischen Verbb. und deren At.-Verhältnis sofort erkennen kann. Aus At.-% erhält man Gew.-% nach den Formeln:

$$a = \frac{100\,\alpha}{\alpha + \beta\left(\frac{B}{A}\right)} \text{ und } b = \frac{100\,\beta\left(\frac{B}{A}\right)}{\alpha + \beta\left(\frac{B}{A}\right)},$$

worin a und b = Gew.-%, α und β = At.-% und A und B = Atomgew. sind.

Bei der Abkühlung der beliebig zusammengesetzten Schmelzen aus dem Zustandsgebiet I, das die homogene fl. Mischung andeutet, erhalten wir bei allen Konzz. homogene, gleichartige Mischkristalle, wie sie das Zustandsfeld III angibt. Dabei wird das heterogene Gebiet II durchschritten, in dem Schmelze und ausgeschiedene Mischkristalle in Abhängigkeit von Konz. und Temp. im Gleichgew. stehen. Die stark ausgezogene Linie l von A nach B, die sog. Liquiduslinie, zeigt die Grenze zwischen dem völlig Flüssigen (I) und dem Beginn der Erstarrung an. Ähnlich gibt die gestrichelte Linie s die Grenze zwischen diesem und dem Gebiet der festen Mischkristalle (III) an, weshalb sie auch Soliduslinie genannt wird.

Aus diesem Zustandsschaubild können wir für alle beliebigen Konzz. die Abkühlungsverhältnisse entnehmen. Wir haben es ja aus den einzelnen beobachteten Abkühlungskurven aufgebaut. Den Zusammenhang zeigt das rechte Teilbild, in dem die Abkühlungskurve einer 60 % B enthaltenden Schmelze dargestellt ist. Die beiden Knickpunkte t_1 und t_3 begrenzen das Erstarrungsintervall. Legen wir Horizontale durch diese Punkte, so liegen die Schnittpunkte mit der Konz.-Ordinate von 60% B in der l- bzw. s-Kurve. Unmittelbar unter der Temp. t_1 haben sich bei der Abkühlung nur wenige Mischkristalle gebildet; dagegen ist noch viel fl. Schmelze vorhanden. Mit sinkender Temp. nimmt die Menge der Schmelze immer mehr ab, um bei t_3 zu verschwinden. Über diese Mengenverhältnisse gibt die von R. Ruer angegebene Hebelbeziehung Aufschluß. Die beiden Hebelarme sind a—b und b—c, jeweils die Schnittpunkte der Temp.-Horizontalen mit der l- und s-Kurve. Der Drehpunkt ist bei b. Denken wir uns in a die Menge der Mischkristalle, so muß in c eine entsprechend große Menge der Schmelze wirken, damit das Gleichgew. aufrecht erhalten wird. Mit fallender Temp. und demnach zunehmender Menge der Mischkristalle wird dieser Hebelarm immer kürzer, bis er bei der Temp. t_3, bei der die Schmelze vollständig in den krist. Zustand übergegangen ist, Null wird.

Fig. 85. Zustandsschaubild einer ununterbrochenen Mischkristallreihe. (Erstarrungstypus I.)

Alle Legg. dieser ununterbrochenen Mischkristallreihen weisen nur einen Gefügebestandteil, einheitliche Mischkristalle auf, wie dies durch das links unten dargestellte Flächenprozentdiagramm schematisch dargestellt ist. Bei sehr schneller Abkühlung können allerdings die einzelnen Mischkristalle in sich verschiedene chem. Zus. aufweisen, denn die in den Kristallskeletten zuerst aus der Schmelze ausgeschiedenen Anteile sind, entsprechend dem Gleichgew.-Zustand, immer reicher an der Komponente, die den höheren Schmp. besitzt. Bei langsamem Abkühlen oder nachträglichem Erhitzen auf Tempp. bis nahe an die s-Linie erfolgt durch Diffusion im festen Zustand ein Konz.-Ausgleich innerhalb der einzelnen Mischkristalle, die dadurch vollkommen homogen werden.

Ununterbrochene Reihen von Mischkristallen können in den Erstarrungskurven aber auch *Höchst-* und *Niedrigstwerte* aufweisen, wie die Figg. 86 und 87 (*Erstarrungstypus II und III* nach Roozeboom) zeigen. Diese Erstarrungskurven können wir uns aus jeweils zwei Erstarrungstypen I zusammengesetzt denken. Wenn eine Erstarrungskurve je einen oder mehrere Höchst- und Niedrigstwerte aufweist, kann man sie durch Teilung immer auf den Erstarrungstypus I zurückführen.

Besonders häufig tritt der Erstarrungstypus I bei den wichtigsten Metallegg. auf

(s. die Zustandsschaubilder auf S. 69 ff.). Die Legg., die aus Mischkristallen gebildet werden, liefern sowohl in mech. als auch in chem. Hinsicht die wertvollsten metallischen Baustoffe.

Sehr häufig erstreckt sich die Löslichkeit der Leg.-Bestandteile im festen Zustand nur jeweils von den reinen Komponenten bis zu bestimmten, meist von der Temp. abhängigen Grenzen, so daß eine *Mischungslücke* im festen Zustandsgebiet auftritt. Bei diesen *unterbrochenen Reihen* von Mischkristallen können zwei verschiedene Erstarrungstypen unterschieden werden, die am besten nach den kennzeichnenden Horizontalen benannt werden.

Fig. 88 (S. 64) zeigt den *Erstarrungtypus IV* nach Roozeboom, der eine Umwandlungshorizontale C—D—E aufweist. Im fl. Zustand herrscht vollkommene Mischbarkeit, wie das Zustandsgebiet I anzeigt. Den besten Aufschluß über die Erstarrungsvorgänge erlangen wir durch die Betrachtung der Abkühlungskurven

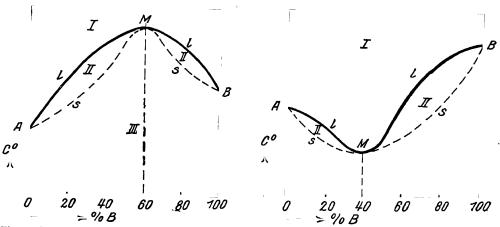



Fig. 86. Zustandsschaubild einer Mischkristallreihe mit Höchswert auf der Erstarrungskurve. (Erstarrungstypus II.)

Fig. 87. Zustandsschaubild einer Mischkristallreihe mit Niedrigstwert auf der Erstarrungskurve. (Erstarrungstypus III.)

einzelner Konzz. Im rechten Teilbilde ist z. B. die Abkühlungskurve einer 46 % B enthaltenden Schmelze dargestellt. Die erste Ausscheidung von Mischkristallen findet im Knickpunkt der Kurve bei der Temp. t_1 statt. Ihre Zus. wird durch den Schnittpunkt der Temp.-Horizontalen mit der Soliduslinie (S_1) angegeben. Es handelt sich demnach um sehr B-reiche Mischkristalle, die kurz β-*Kristalle* genannt werden. Die Abkühlungskurve zeigt dann bei der Temp. t_2 einen Haltepunkt, bei dem die Umsetzung der β-Kristalle (von der Konz. E) und der noch vorhandenen Schmelze (der Konz. C) zu neuen Mischkristallen der Konz. D erfolgt. (Zufällig findet sich hier gerade der Punkt, bei dem restlos die Verb. $A_m B_n$ gebildet wird, die allerdings beim Erhitzen schon unterhalb ihres Schmp., eben bei der Temp. t_2, zerfällt. Man spricht deshalb hier auch von einem verdeckten Maximum auf der Erstarrungskurve.) Bei weiter sinkender Temp. zeigt sich auf der Abkühlungskurve noch der Knickpunkt t_3, wenn auch nur selten und nur schwach ausgeprägt. In dem Temp.-Intervall t_2—t_3 vollzieht sich die Erstarrung der noch restlichen Schmelze C zu α-*Mischkristallen,* die sich dann bei der Temp. t_4, entsprechend dem Schnittpunkte F_1 der Temp.-Horizontalen mit der Entmischungskurve, entmischen. Für gewöhnliche Temp. sind die Endpunkte der Entmischungskurve meist weiter auseinander gerückt als bei höherer Temp., wie dies durch die Punkte F und G angedeutet wird. V stellt demnach die Mischungslücke dar; IV und VI die Zustandsfelder der α- bzw. β-Mischkristalle. In der Mischungslücke treten neben α- noch β-Mischkristalle auf; im linken Teilfeld, wenn man von Z eine Vertikale fällt, α-Mischkristalle und $A_m B_n$-Kristalle; bei der Verti-

kalen von Z nur $A_m B_n$-Kristalle; rechts dieser Vertikalen, bis zur Linie E–G, $A_m B_n$-Kristalle und β-Kristalle. Da hier Rkk. mit festem Stoff erfolgen, werden die Gleichgew.-Bedingungen nur bei sehr langsamer Abkühlung erreicht. Auf Schliffen findet man deshalb oft Umhüllungen von Kristallen, die anzeigen, daß das Gleichgew. noch nicht eingetreten ist.

Die Flächenanteile der langsam erstarrten Legg. zeigt das untere Teilbild. Entweder liegen nur α- oder β-Mischkristalle vor, oder beide Kristallarten treten im Konz.-Gebiet der Mischungslücke nebeneinander auf. Eine genaue Angabe der Konz. auf Grund des Gefügebildes ist bei diesem Erstarrungstypus ebensowenig möglich wie beim Typus I. Denkt man sich beim Typus IV die Mischungslücke immer kleiner und kleiner werden, bis sie vollständig verschwindet, so gelangt man zum Typus I, der eigentlich einen Grenzfall des Typus IV darstellt.

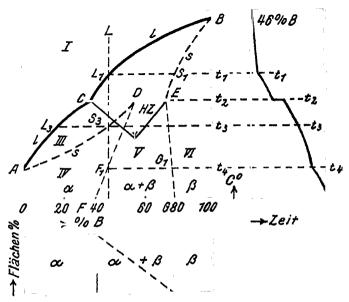



Fig. 88. Zustandsschaubild einer unterbrochenen Reihe von Mischkristallen mit Umwandlungshorizontalen (Erstarrungstypus IV.)

Den zweiten Fall des Erstarrungsbildes mit Mischungslücke zeigt Fig. 89 im *Erstarrungstypus V* nach Roozeboom, bei dem eine eutektische Horizontale das obere Temp.-Gebiet der Entwicklung begrenzt. Jeweils ein steigender Zusatz eines der beiden Bestandteile zum andern bewirkt eine beträchtliche Erniedrigung des Schmp., bis bei einer bestimmten, für das vorliegende System kennzeichnenden Konz. der eutektische Punkt (E) erreicht ist. Die Erstarrungskurven weisen von den reinen Komponenten bis zu dem Beginn der Mischungslücke (C—D) jeweils steigende Krist.-Intervalle auf, ähnlich wie bei den Mischkristallen (Typus I). Im Gebiete der Mischungslücke kommt aber noch ein treppenstufenartiger Verlauf der Abkühlungskurve zum Vorschein, der der Ausbildung des erstarrenden Eutektikums entspricht. Diese eutektische Haltezeit ist der Menge des gebildeten Eutektikums direkt proportional und erreicht bei der rein eutektischen Konz. den Höchstwert. Bei diesem sind die Erstarrungsintervalle vollständig verschwunden. Zur Auffindung der Endpunkte der Mischungslücke und der genauen eutektischen Konz. ist es zweckmäßig, die Abkühlungskurven mit derselben Masse der Schmelze und unter möglichst denselben Abkühlungsbedingungen aufzunehmen. Dann kann man die eutektischen Haltezeiten graphisch auswerten. Man trägt die

horizontale Länge der beobachteten Haltezeiten (e. H.) als Pfeilhöhe bei den Konzz. auf und erhält so das Haltezeitendreieck, das den Höchstwert bei der eutektischen Konz. und die Endpunkte an der Mischungslücke aufweist.

Das rechte obere Teilbild der Fig. 89 gibt die Abkühlungskurve einer 60 % *B* enthaltenden Schmelze. Der Knickpunkt bei der Temp. t_1 zeigt den Beginn der Ausscheidung der β-Mischkristalle an. Sie dauert, entsprechend dem Krist.-Intervall, bis zur Temp. t_2 an. Bei ihr erstarrt der Rest der Schmelze, die im Gebiet I vollkommen einheitlich war, eutektisch. Im Zustandsfeld III finden wir demnach *B*-reiche (β-) Mischkristalle neben der Schmelze. Ähnlich haben wir im Gebiet II α-Kristalle neben Schmelze anzunehmen. Die Gebiete IV bzw. VII enthalten nur α- bzw. nur β-Mischkristalle, wie dies auch aus dem Flächenprozentschaubild (links unten) zu entnehmen ist. Innerhalb der Mischungslücke finden sich je nach der Konz. jeweils verschiedene

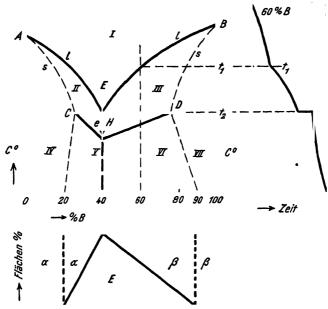



Fig. 89. Erstarrungs- und Entmischungsschaubild eines Zweistoffsystems mit eutektischer Horizontalen. (Erstarrungstypus V.)

Mengen an Eutektikum und eine der beiden Kristallarten. Hier kann man aus dem Schliffbilde die Konz. angeben, vorausgesetzt, daß die Abkühlung so langsam erfolgte, daß das Gleichgew. erreicht wurde. Oder es muß die Abschrecktemp. bekannt sein, denn in der Regel verengt sich die Mischungslücke mit steigender Temp.

Aus diesem in der Praxis sehr häufigen Erstarrungsschaubild lassen sich noch *zwei Grenzfälle* ableiten:

a) Wird die Mischungslücke immer kleiner, so daß sie endlich praktisch vollständig verschwindet, so erhalten wir den Erstarrungstypus III der lückenlosen *B.* von Mischkristallen mit einem Niedrigstwert auf der Erstarrungskurve.

b) Wächst die Mischungslücke so weit an, daß sich überhaupt keine Mischkristalle mehr bilden, so besteht vollkommene Mischbarkeit der Bestandteile im fl., vollständige Unmischbarkeit im festen Zustand. Dieser *Erstarrungstypus Va* nach Roozeboom (Fig. 90) ist für die Legg. der einfachste Fall. Steigender Zusatz jeweils eines der beiden Bestandteile zum anderen erniedrigt nach dem Raoultschen Gesetz den Schmp. der Schmelze in steigendem Maße, bis bei der eutektischen Konz. der tiefste Erstarrungspunkt erreicht ist. Diesen finden wir, gleichgültig ob wir von *A* oder *B* ausgehen, bei derselben Konz. und auch Temp.

Alle Abkühlungskurven (ausgenommen natürlich die der reinen Komponenten und die der eutektischen Leg., die nur einen Haltepunkt aufweisen) zeigen ein verschieden großes Erstarrungsintervall und eine verschieden lange eutektische Haltezeit (e.H.), wie dies die schematische Abkühlungskurve in Fig. 91 erkennen läßt. Bei den untereutektischen Legg. sinkt, vom reinen *A* ausgehend, zunächst der Beginn und Temp.-Bereich des Erstarrungsintervalls, während die Länge der eutektischen Haltezeit (die aber bei derselben Temp. bleibt!) zunimmt. Bei der eutektischen Konz. finden wir nur die eutektische Haltezeit, die hier aber den Höchstwert erreicht hat, um bei den übereutektischen Legg. mit steigendem *B*-Gehalt immer mehr abzunehmen. Die Haltezeit verschwindet natürlich bei der Abkühlungskurve, die nur aus einem der Bestandteile besteht. Bei den übereutektischen Legg. steigt dann der Temp.-Beginn der Kristallausscheidung und der Bereich des Erstarrungsintervalls mit zunehmendem *B*-Gehalt an bis zum Höchstwert bei der Konz. 100 % *B*. Jeweils durch das Auskrist. des gegenüber der eutektischen Konz. übsch. Bestandteils reichert sich im Temp.-Bereiche des Erstarrungsintervalls die restliche Schmelze so weit an der im Unterschuß befindlichen an, daß endlich bei der eutektischen Temp. auch die eutektische Konz. erreicht ist.

Fig. 90. Zustandsschaubild eines Zweistoffsystems mit eutektischer Horizontalen von 0 bis 100% *B*. (Erstarrungstypus *Va*.)

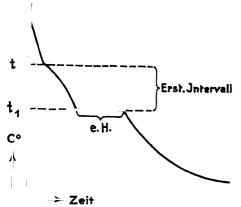



Fig. 91. Abkühlungskurve einer unter- oder übereutektischen Legierung.

Für die fünf Zustandsfelder des Erstarrungsschaubildes nach Fig. 90 ergibt sich demnach:

I: Einheitliche Schmelze aus beliebig wechselnden Mengen der Bestandteile *A* und *B*. Längs *A*-*E* scheiden sich A-Kristalle aus, längs *E*-*B* (übereutektisch) *B*-Kristalle, wovon man sich durch Schöpfproben überzeugen kann. *E* ist der eutektische Punkt, der die tiefste Schmp.-Erniedrigung aller möglichen Mischungen von *A* mit *B* angibt.

II bzw. III: *A*- bzw. *B*-Kristalle in dem vollkommen fl. gebliebenen Rest der Schmelze.

IV bzw. V: *A*- bzw. *B*-Kristalle in festem Eutektikum.

Zwischen IV und V, bei 40 % *B*, liegt die eutektische Zus. Solche Schmelze besteht im erstarrten Zustand nur aus festem Eutektikum, das für sich wieder aus feinsten kleinsten *A*- und *B*-Kristallen aufgebaut ist. Dieser Aufbau ist für das Gefüge des Eutektikums kennzeichnend und bedingt seine meist sehr guten

mech. Eigenschaften. Legg. mit eutektischer Zus. zeichnen sich auch durch niedrige Schmelztemp. und durch Dünnflüssigkeit aus, da sie, wie die reinen Metalle, kein Erstarrungsintervall, sondern einen Haltepunkt aufweisen. Über- und untereutektische Legg. sind im Temp.-Gebiet des Erstarrungsintervalls „breiig", bedingt durch die schon ausgeschiedenen Kristalle.

Beim Erstarrungstypus *Va* können wir aus dem Gefügebild die Zus. nicht nur schätzen, sondern sogar planimetrisch abmessen. Das in Fig. 90 unten dargestellte Flächenprozentschaubild zeigt die hier herrschenden Beziehungen in einfacher Weise. Die Leg. mit 20 % *B* besteht im erstarrten Zustand aus gleichen Teilen *A* und Eutektikum, während die 70 % *B* enthaltende Leg. 50 Flächen-% *B* neben dem Eutektikum aufweist. Schematisch sind die in den verschiedenen Feldern herrschenden Zustände und die Gefüge in Fig. 92 dargestellt. Über die Gleichgeww. zwischen den ausgeschiedenen Kristallen und der restlichen Schmelze bei den verschiedenen Tempp. gibt uns wieder die Hebelbeziehung (S. 62) Aufschluß.

Die *Erstarrungstypen mit Umwandlungs- oder eutektischer Horizontale* können nach W. Guertler noch nach den Schemata in Fig. 93 unterteilt werden. Beim Syntektikum (1) und beim Monotektikum (2) finden wir im Gebiet der Schmelze eine Entmischung, so daß sich hier zwei fl. und nur eine feste Phase am

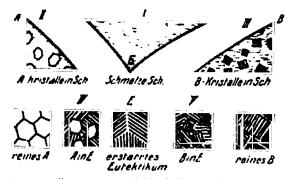



Fig. 92. Schematische Darstellung der Gefügebilder in den fünf Zustandsfeldern des Typus *Va*.

Gleichgew. beteiligen. Die Mischungslücken im krist. Zustand, bei denen zwei Kristallarten mit nur einer Schmelze im Gleichgew. stehen, sind bereits früher besprochen. Es sind die Fälle (3) Peritektikum und (4) Eutektikum. Zwei seltenere Fälle zeigen Umsetzungen im Gebiet des krist. Zustands, die durch polymorphe Umwandlungen der Komponenten und das Auftreten oder Verschwinden neuer Phasen bedingt sein können. Es sind die Fälle des Metatektikums (5) und des Dystektikums (6). W. Guertler unterscheidet hier noch weiter ähnliche Fälle.

Legierungsreihen können auch eine *chem. Verbindung* oder mehrere aufweisen. In den Erstarrungsschaubildern zeigt dann die Kurve bei der Konz. der Verb. einen Höchstwert. (*Zersetzt* sich die intermetallische Verb. unterhalb ihres Schmp., so spricht man von einem verdeckten Maximum, und die Erstarrungskurve weist nur einen Knickpunkt auf.) Wir können uns diese Erstarrungsschaubilder aus den fünf vorher besprochenen Grundtypen derart zusammengesetzt denken, daß die Verb. jeweils an die Stelle der Komponente *A* oder *B* tritt. Fig. 91 zeigt das Erstarrungsschaubild einer Leg. mit den beiden intermetallischen chem. Verbb. $A_m B_n$ und A, B., deren Konz.-Ordinaten die beiden Höchstwerte der Erstarrungskurve schneiden. Verlängern wir diese Ordinaten, so können wir das Erstarrungsbild zwanglos in die drei Erstarrungstypen *V*, *Va* und *I* zerlegen. In ähnlicher Weise sind alle, auch komplizierter zusammengesetzte Erstarrungsschaubilder, auf die Vereinigung der verschiedenen Grundtypen zurückzuführen.

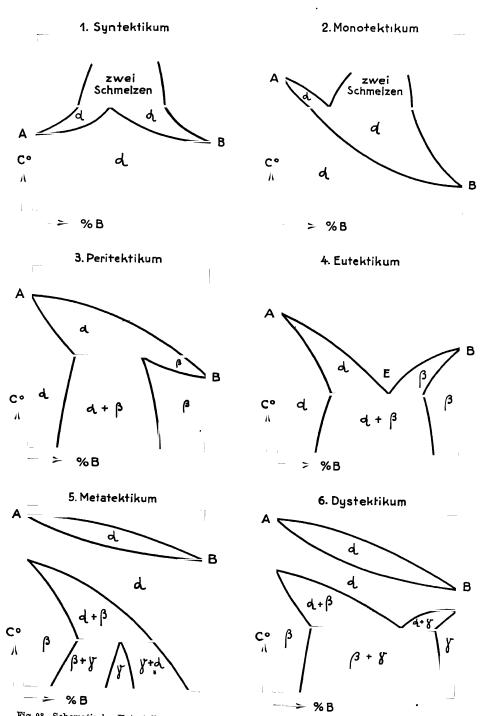



Fig. 93. Schematische Unterteilung der Erstarrungstypen mit Umwandlungs- oder eutektischer Horizontale.

Bei manchen (wenigen) binären Legg. weisen infolge von Unterkühlungen die Abkühlungskurven Wärmetönungen bei verschiedenen Tempp. auf, je nachdem ob

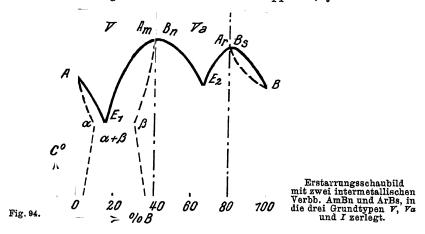
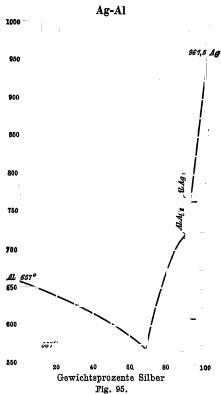
Fig. 94. Erstarrungsschaubild mit zwei intermetallischen Verbb. AmBn und ArBs, in die drei Grundtypen *V*, *Va* und *I* zerlegt.

die Krist. durch Impfung eingeleitet wurde oder nicht. Dies ist auf die B. sog. metastabiler Kristalle zurückzuführen.

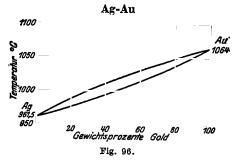
Fig. 95.

G. J. Petrenko (Z. anorg. Ch. 1905. **46**. 53). Verbb.: $AlAg_2$, $AlAg_3$.

Die techn. *wichtigsten Zustandsschaubilder* sind in Figg. 95—240, hauptsächlich nach der Zusammenstellung von O. Bauer (Landolt-Börnstein, Phys.-chem. Tabellen, 5. Aufl., Berlin 1923, S. 527 ff., und Nachtragsband 1927, S. 226 ff.), geordnet nach den alphabetisch jeweilig zuerst kommenden Bestandteilen, wiedergegeben[1]).

Ag-As

W. Heike und A. Leroux (Z. anorg. Ch. 1915. **92**. 119); K. Friedrich und A. Leroux (Metall. 1906. **3**. 194).

Ag-Au

Fig. 96.

U. Raydt (Z. anorg. Ch. 1912. **75**. 58); Roberts-Austen und Kirke Rose (Ch. N. 1903. **87**. 2); Heycock und Neville (Phil. Trans. [A] 1897. **189**. 69); s. a. L. Sterner-Rainer (Z. Met. 926. **18**. 143).

[1]) Für die gütige Erlaubnis zur Verwendung der Druckstöcke möchte der Verfasser auch hier Herrn Prof. Dr. O. Bauer und dem Verlage von Julius Springer bestens danken.

Ag-Be

G. Oesterheld (Z. anorg. Ch. 1916. 97. 27).

Ag-Bi

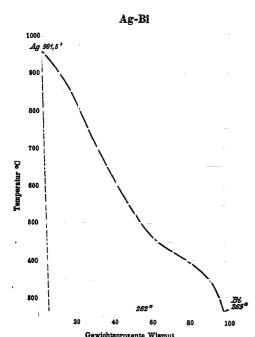



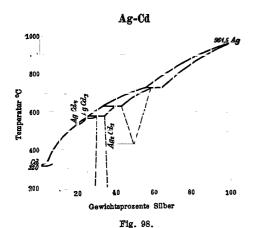
Fig. 97.

G. J. Petrenko (Z. anorg. Ch. 1906. 50. 138).

Ag-Ca

N. Baar (Z. anorg. Ch. 1911. 70. 385). Verbb.: Ag_4Ca, Ag_3Ca, Ag_2Ca, $AgCa_2$?

Ag-Cd

Fig. 98.

G. J. Petrenko und A. S. Fedorow (Z. anorg. Ch. 1911. 70. 161). Verbb.: $AgCd_4$, $AgCd_2$, Ag_2Cd_3.

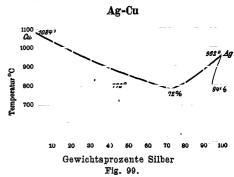
Ag-Co

Fl. Co ist bis 1600° unl. in Ag. G. J. Petrenko (Z. anorg. Ch. 1907. 53. 215).

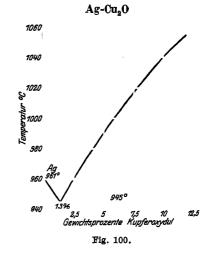
Ag-Cr

G. Hindrichs (Z. anorg. Ch. 1908. 59. 425).

Ag-Cu

Fig. 99.

K. Friedrich und A. Leroux (Met. 1907. 2. 298); W. v. Lepkowski (Z. anorg. Ch. 1908. 59. 290); Heycock und Neville (Phil. Trans. [A] 1897. 189. 25); s. a. L. Sterner-Rainer (Z. Met. 1926. 18. 143).

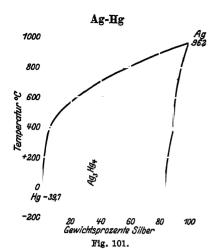
$Ag-Cu_2O$

Fig. 100.

C. H. Mathewson und C. H. Stokesbury (Intern. Z. Met. 1914. 5. 193).

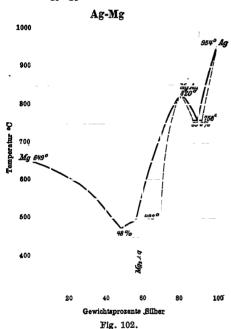
Ag-Fe

Fl. Eisen ist bis 1600° unl. in Ag. G. J. Petrenko (Z. anorg. Ch. 1907. 53. 215).

Ag-Hg

Fig. 101.

G. Tammann und Th. Staßfurth (Z. anorg. Ch. 1925. **143.** 357). Verb.: Ag_3Hg_4.

Ag-Mg

Fig. 102.

S. F. Žemčužny (Z. anorg. Ch. 1906. **49.** 405). Verbb.: $AgMg_3$, AgMg.

Ag-Mn

G. Arrivant (Z. anorg. Ch. 1913. **83.** 193); G. Hindrichs (Z. anorg. Ch. 1908. **59.** 440). Verb.: Ag_2Mn.

Ag-Na

E. Quercigh (Z. anorg. Ch. 1910. **68.** 303); C. H. Mathewson (Intern. Z. Met. 1911. **1.** 57).

Ag-Ni

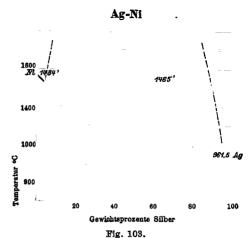



Fig. 103.

G. J. Petrenko (Z. anorg. Ch. 1907. **53.** 213).

Ag-Pb

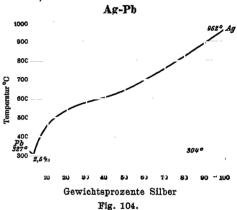



Fig. 104.

K. Friedrich (Metall. 1906. **3.** 398); G. J. Petrenko (Z. anorg. Ch. 1907. **53.** 202); Heycock und Neville (Phil. Trans. [A] 1897. **189.** 37).

Ag-Pd

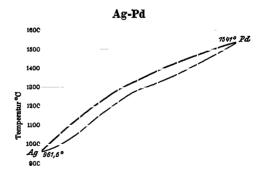



Fig. 105.

R. Ruer (Z. anorg. Ch. 1906. **51.** 316).

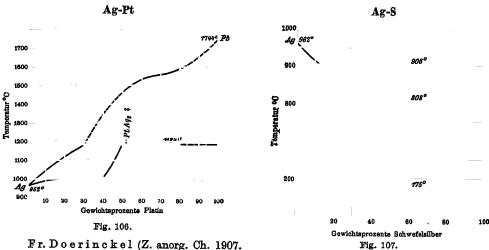
Fig. 106.

Fr. Doerinckel (Z. anorg. Ch. 1907. **54.** 341); Thomson und Miller (J. Am. Ch. Soc. 1906. **28.** 1115). Verb.: Ag_2Pt?

Fig. 107.

K. Friedrich und A. Leroux (Metall. 1906. **3.** 365). Verb.: Ag_2S.

Ag-Sb

G. J. Petrenko (Z. anorg. Ch. 1906. **50.** 141). Verb.: Ag_3Sb.

Ag-Se

K. Friedrich und A. Leroux (Metall. 1908. **5.** 355). Verb.: Ag_2Se.

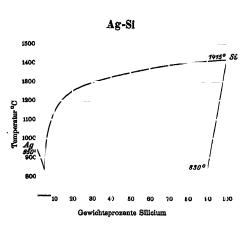



Fig. 108.

G. Arrivant (Z. anorg. Ch. 1908. **60.** 439).

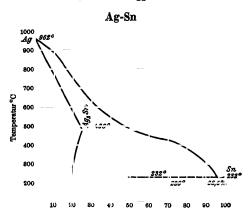



Fig. 109.

G. J. Petrenko (Z. anorg. Ch. 1907. **53.** 210; Heycock und Neville (Phil. Trans. [A] 1897. **189.** 40). Verb.: Ag_3Sn.

Ag-Te

N. Puschin (Z. anorg. Ch. 1908. **56.** 8). Verb.: Ag_2Te.

Ag-Tl

G. J. Petrenko (Z. anorg. Ch. 1906. **50.** 135).

Ag-V

H. Giebelhausen (Z. anorg. Ch. 1915. **91.** 256).

Ag-W

Ag und W sind praktisch unl. in einander. M. v. S c h w a r z (unveröffentlichter Vers.).

Ag-Zn

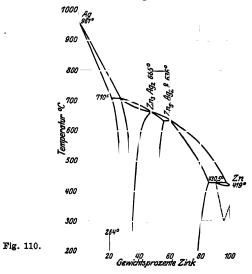



Fig. 110.

H. C. H. C a r p e n t e r und W. W h i t e l e y (Intern. Z. Met. 1913. 3. 145); G. J. P e t r e n k o (Z. anorg. Ch. 1906. 48. 351; 1925. 149. 395). Verbb.: Ag_2Zn_3, Ag_2Zn_5?

Al-Au

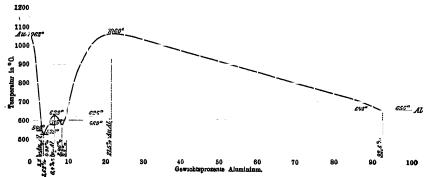



Fig. 111.

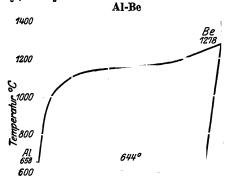
H e y c o c k und N e v i l l e (Phil. Trans. [A] 1900. 194. 201). Verbb.: $AlAu_2$, Al_2Au; wahrscheinlich: $AlAu_4$, Al_2Au_5?, $AlAu_3$?

Al-Be

Fig. 112.

G. O e s t e r h e l d (Z. anorg. Ch. 1916. 97. 1).

Al-Bi

A. G. C. Gwyer (Z. anorg. Ch. 1906. 49. 318).

Al-C

Ruff und Jellineck (Z. anorg. Ch. 1916. 97. 312). Al_3C_2, das durch Erhitzen der ber. Mengen Al und C erhalten wird, zerfällt bei ∾ 2000° in fl. Al und Graphit.

Al-Ca

Al-Cd

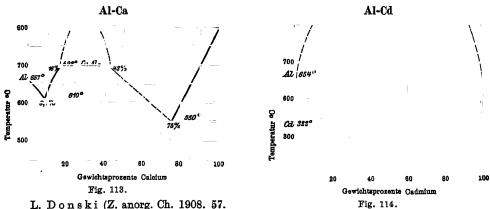
Fig. 113.

L. Donski (Z. anorg. Ch. 1908. 57. 203). Verb.: Al_3Ca.

Fig. 114.

A. G. C. Gwyer (Z. anorg. Ch. 1908. 57. 159)

Al-Ce

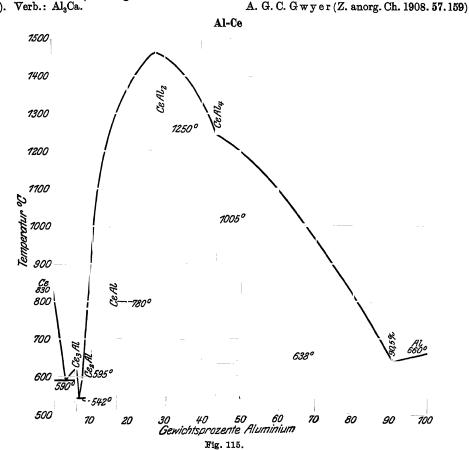
Fig. 115.

R. Vogel (Z. anorg. Ch. 1912. 75. 41). Verbb.: Al_4Ce, Al_2Ce, AlCe, $AlCe_2$, $AlCe_3$.

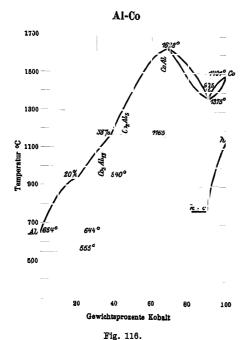
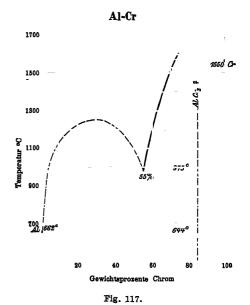
Fig. 116.

A. G. C. Gwyer (Z. anorg. Ch. 1908. 57. 136). Verbb.: $Al_{13}Co$, Al_5Co_2, AlCo. *h*—*c*—*k* bedeutet die magn. Umwandlung.

Fig. 117.

G. Hindrichs (Z. anorg. Ch. 1908. 59. 433). . . . nicht sicher festgestellt. Verb.: $AlCr_3$?

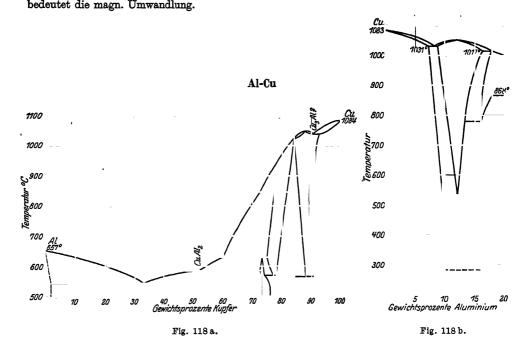



Fig. 118 a. Fig. 118 b.

Nach Curry aus Bornemann (Die binären Metallegg. I. 1909); A. G. C. Gwyer und Le Chatelier (Z. anorg. Ch. 1908. 57. 117; Bl. Soc. Enc. 1895. [4] 10. 573). D. Stockdale (J. Inst. Met. 1922. 28. Nr. 2. 273; 1924. 31. Nr. 1. 275) [Fig. 118 b]. Verbb.: Al_2Cu, $AlCu_3$?

Al-Fe

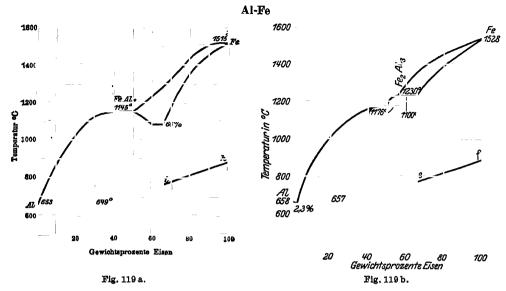



Fig. 119 a. Fig. 119 b.

N. S. Kurnakow, G. Urasow und A. Grigorjew (Z. anorg. Ch. 1922. 125. 207); Rosenhain (Inst. Mech. Eng. 11; Alloys' Research Report 1921. 211); A. G. C. Gwyer (Z. anorg. Ch. 1908. 57. 129) [Fig. 119 a]. *e—f* u. *h—i* = magn. Umwandlung. Verbb.: Al_3Fe, Al_3Fe_2.

Al-K

D. P. Smith (Z. anorg. Ch. 1908. 56. 113).

Al-Li

Fig. 120.

J. Czochralski und E. Rassow bei J. Czochralski (Moderne Metallkunde, Berlin 1924, S. 36); Z. Met. 1927. 19. 111); P. Aßmann (Z. Met. 1926. 18. 51). Verb. Al_3Li_2?

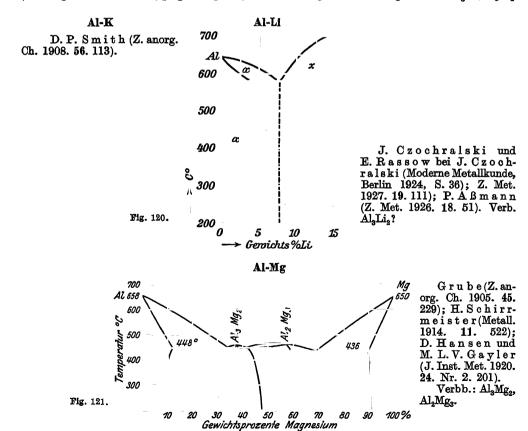
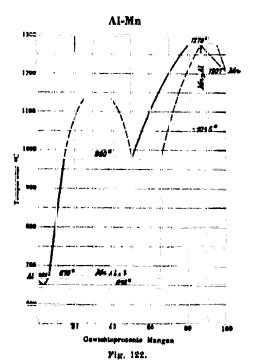
Al-Mg

Fig. 121.

Grube (Z. anorg. Ch. 1905. 45. 229); H. Schirrmeister (Metall. 1914. 11. 522); D. Hansen und M. L. V. Gayler (J. Inst. Met. 1920. 24. Nr. 2. 201).

Verbb.: Al_3Mg_2, Al_2Mg_3.

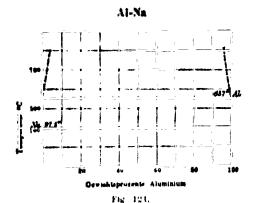
Al-Mn

Fig. 122.

G. Hindrichs (Z. anorg. Ch. 1908. 59. 444). Verbb.: Al_3Mn ?, $AlMn_3$?

Al-Mo

H. Reimann (Z. Met. 1922. 14. 123).

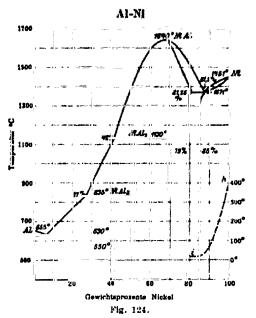
Al-Na

Fig. 123.

C. H. Mathewson (Z. anorg. Ch. 1906. 48. 193).

Al-Pb

A. G. C. Gwyer (Z. anorg. Ch. 1908. 57. 149).

Al-Ni

Fig. 124.

A. G. C. Gwyer (Z. anorg. Ch. 1908. 57. 136). $h - i$ magn. Umwandlung. Verbb.: Al_3Ni, Al_2Ni, $AlNi$.

Al-Pt

Chouriguine (Rev. Mét. 1912. 9. 874). Verbb.: Al_3Pt, Al_2Pt?

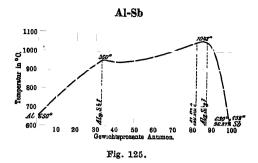



Fig. 125.

H. Gautier (Bl. Soc. Enc. 1896 [5]. 1. 1315); W. Campbell und J. Mathews (J. Am. Ch. Soc. 1902. 24. 259); G. Tammann (Z. anorg. Ch. 1906. 48. 53). Verbb.: Al_9Sb?, AlSb?, Al_2Sb_3?

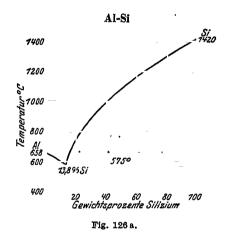
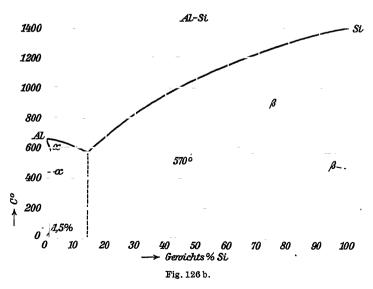



Fig. 126 a.

Fig. 126 b.

W. Fraenkel (Z. anorg. Ch. 1908. 58. 157) [Fig. 126 b]; D. Hanson und M. L. V. Gayler (Inst. Metals, Sept. 1921); ergänzt durch E. Rassow (Z. Met. 1923. 15. 106).

Al-Sn

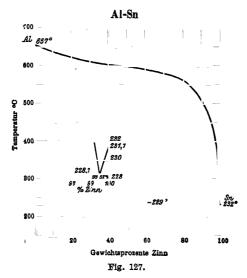



Fig. 127.

A. G. C. Gwyer (Z. anorg. Ch. 1906. **49**. 315); Heycock und Neville (J. Ch. Soc. 1890. **57**. 376); Lorenz und Plumbridge (Z. anorg. Ch. 1913. **83**. 243).

Al-Th

A. Leber (Z. anorg. Ch. 1927. **166**. 16).

Al-Ti

E. van Erckelens (Met. Erz 1923. **20**. 207); W. Manchot und A. Leber (Z. anorg. Ch. 1926. **150**. 26; Z. Met. 1926. **18**. 92). Verbb.: Al_4Ti?, Al_3Ti.

Al-Tl

Fr. Doerinckel (Z. anorg. Ch. 1906. **48**. 189).

Al-Zn

Fig. 128 a.

Fig. 128 b.

Rosenhain und Archbutt (Phil. Trans. [A] 1912. **211**. 315); O. Bauer und O. Vogel (Mitt. Matprfg. 1915. **146**; Intern. Z. Met. 1916. **8**. 101); O. Bauer und W. Heidenhain (Z. Met. 1924. **16**. 221); vervollständigt durch W. Sander und K. L. Meißner (Z. Met. 1924. **61**. 221) [Fig. 128a]; Hanson und Gayler (J. Inst. Met. 1922. **27**. Nr. 1. 267) [Fig. 128b]. Ferner Tomimatu Isihara (J. Inst. Met. 1925. **33**. Nr. 1. 73). Verb.: Al_2Zn_3.

As-Au

K. Friedrich (Metall. 1908. 5. 603).

As-Bi

K. Friedrich und A. Leroux (Metall 1908. 5. 148).

As-Cd

S. F. Žemcžužny (Intern. Z. Met. 1913. 4. 228). Verbb.: As_2Cd_3, As_2Cd.

As-Co

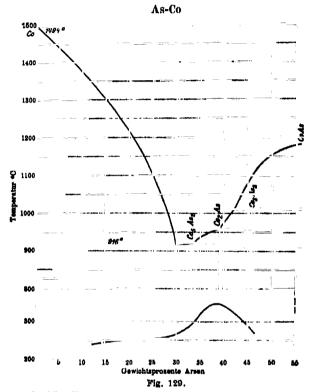
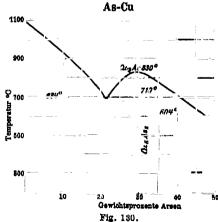
Fig. 129.

K. Friedrich (Metall. 1908. 5. 150). Verbb.: As_2Co_5, $AsCo_2$, As_2Co_3, $AsCo$.

As-Cu

Fig. 130.

K. Friedrich (Metall. 1905. 2. 490; 1908. 5. 529). Verb.: $AsCu_3$, As_2Cu_5.

As-Fe

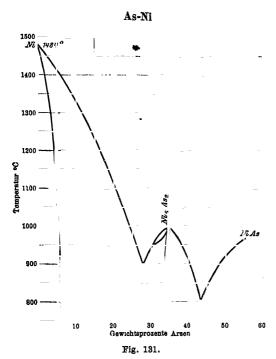
K. Friedrich (Metall. 1907. 4. 131). Verbb.: $AsFe_2$, As_2Fe_3, AsFe.

As-Ni

Fig. 131.

K. Friedrich (Metall. 1907. 4. 207; Met. Erz 1913. 10. 659). Verbb.: As_2Ni_5, AsNi.

As-Pb

Fig. 132.

K. Friedrich (Metall. 1906. 3. 46). Bei der Abkühlung starke Entmischung.

As-Pt

K. Friedrich und A. Leroux (Metall. 1908. 5. 148). Verb.: As_3Pt_2.

As-S

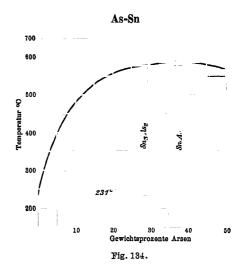
W. P. A. Jonker (Z. anorg. Ch. 1909. 62. 89). As_2S_2 ist dampfförmig und fl. teilweise dissoziiert; As_2S_3 sublimiert undissoziiert. Schmp.: $As_2S_3 = 310^0$, $As_2S_2 = 320^0$.

As-Sb

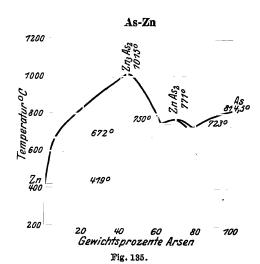
Fig. 133.

N. Parravano und P. de Cesaris (Intern. Z. Met. 1912. 2. 70).

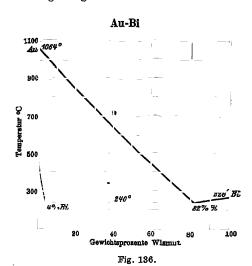
As-Sn

Fig. 134.

N. Parravano und P. de Cesaris (Intern. Z. Met. 1912. 2. 1). Verbb.: As_2Sn_3, AsSn.

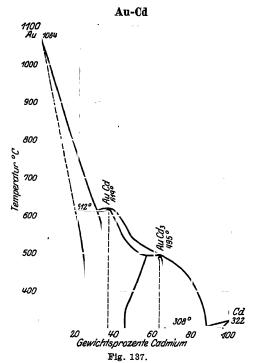
As-Zn

Fig. 135.

W. Heike (Z. anorg. Ch. 1921. 118. 264); K. Friedrich und A. Leroux (Metall. 1906. 3. 477). Verbb.: As_2Zn_3, AsZn.

Au-Bi

Fig. 136.

R. Vogel (Z. anorg. Ch. 1906. 50. 147).

Au-Cd

Fig. 137.

P. Saldau (Intern. Z. Met. 1914. 7. 3); R. Vogel (Z. anorg. Ch. 1906. 48. 337). Verbb.: AuCd, $AuCd_3$.

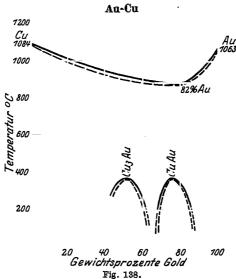
Au-Co

W. Wahl (Z. anorg. Ch. 1910. 66. 65).

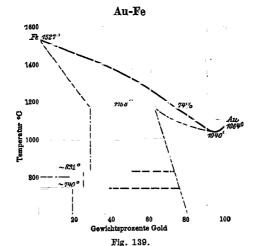
Au-Cr

R. Vogel und E. Trilling (Z. anorg. Ch. 1923. 129. 276).

Au-Cu

Fig. 138.

N. S. Kurnakow, S. F. Žemečžužny und M. Zasedatelew (J. Inst. Met. 1916. **15**. 305); N. S. Kurnakow und S. F. Žemečžužny (Z. anorg. Ch. 1907. **54**. 164); Roberts-Austen und Kirke-Rose (Proc. R. Soc. 1901. **67**. 105). Vgl. die neueste Arbeit von L. Sterner-Rainer (Z. Met. 1926. **18**. 143). Verbb.: $AuCu_3$, AuCu.

Au-Fe

Fig. 139.

E. Isaak und G. Tammann (Z. anorg. Ch. 1907. **53**. 294).

Au-Hg

N. Parravano (Gazz. 1918. **48**. II. 123).

Au-Mg

R. Vogel (Z. anorg. Ch. 1909. **63**. 173); G. G. Urasow (Z. anorg. Ch. 1909. **64**. 383); G. G. Urasow und R. Vogel (Z. anorg. Ch. 1910. **67**. 442). Verbb.: AuMg, $AuMg_2$, $AuMg_3$, Au_2Mg_5.

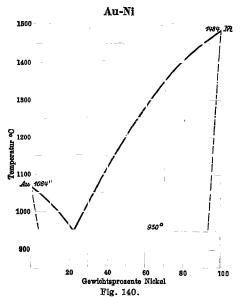
Au-Mn

L. Hahn und S. Kyropoulos (Z. anorg. Ch. 1916. **95**. 105); Parravano und Perret (Gazz. 1915. **45**. I. 293). Verb.: AuMn?

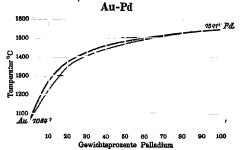
Au-Na

C. H. Mathewson (Intern. Z. Met. 1911. **1**. 89).

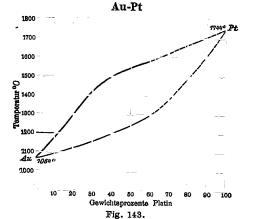
Au-Ni

Fig. 140.

M. Levin (Z. anorg. Ch. 1905. 45. 239); W. Fraenkel und A. Stern (Z. anorg. Ch. 1926. 151. 105).

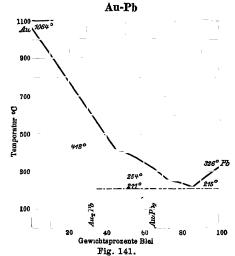
Au-Pd

Fig. 142.

R. Ruer (Z. anorg. Ch. 1906. 51. 393).

Au-Pt

Fig. 143.

Fr. Doerinckel (Z. anorg. Ch. 1907. 54. 347); Erhard und Schertel (J. Bch. Sachsen 1879. 17).

Au-Pb

Fig. 141.

R. Vogel (Z. anorg. Ch. 1905. 45. 17). Verbb.: Au_2Pb, $AuPb_2$.

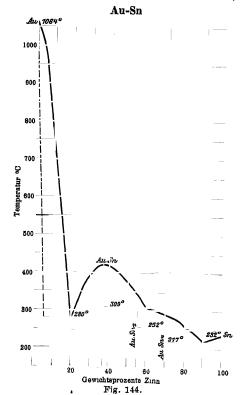
Au-Sb

R. Vogel (Z. anorg. Ch. 1906, 50. 153). Verb.: $AuSb_2$.

Au-Se

K. Friedrich (Metall. 1908. 5. 603).

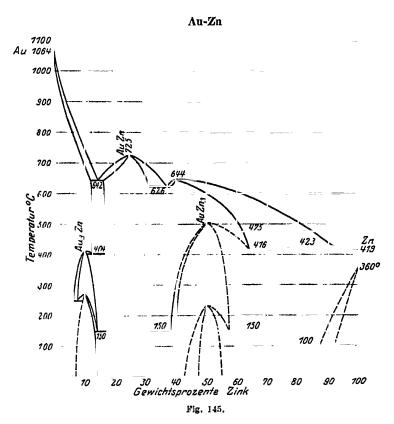
Au-Sn

Fig. 144.

R. Vogel (Z. anorg. Ch. 1905. 64. 64). Verbb.: AuSn, $AuSn_2$, $AuSn_4$.

Au-Tl

M. Levin (Z. anorg. Ch. 1905. 45. 34).

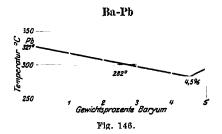
Au-Zn

Fig. 145.

R. Vogel (Z. anorg. Ch. 1906. 48. 323); P. Saldau (Z. anorg. Ch. 1925. 141. 324). Verbb.: Au_3Zn, AuZn, $AuZn_3$.

B-Ni

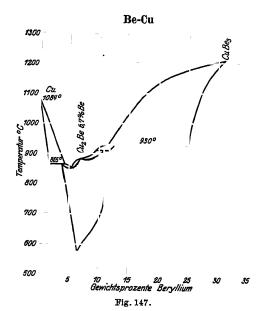
H. Giebelhausen (Z. anorg. Ch. 1915. 91. 257). Verbb.: BNi_2, B_2Ni_3, BNi, B_3Ni_2.

Ba-Pb

Fig. 146.

J. Czochralski und E. Rassow (Z. Met. 1920. 12. 337).

Be-Co

G. Masing (Z. Met. 1928. 20. 19).

Fig. 147.

G. Oesterheld (Z. anorg. Ch. 1916. **97.** 14). Vgl. G. Masing (Z. Met. 1928. **20.** 19). Verbb.: Be_3Cu, $BeCu_2$.

Be-Fe

G. Oesterheld (Z. anorg. Ch. 1916. **97.** 32); G. Masing (Z. Met. 1928. **20.** 19). Verb.: $FeBe_2$. *a*—*b*—*c* = magn. Umwandlung.

Be-Mg

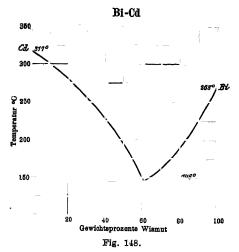
G. Oesterheld (Z. anorg. Ch. 1916. **97.** 14). Geschm. Mg löst kein Be auf.

Be-Ni

G. Masing (Z. Met. 1928. **20.** 19).

Bi-Ca

L. Donski (Z. anorg. Ch. 1908. **57.** 215).

Fig. 148.

A. W. Kapp (Diss. Königsberg 1901); A. Stoffel (Z. anorg. Ch. 1907. **53.** 149).

Bi-Ce

R. Vogel (Z. anorg. Ch. 1914. 84. 330). Verbb.: $BiCe_3$, Bi_3Ce_4, BiCe, Bi_2Ce.

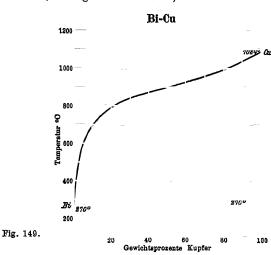
Bi-Co

K. Lewkonja (Z. anorg. Ch. 1908. 59. 317).

Bi-Cr

R. S. Williams (Z. anorg. Ch. 1907. 55. 24).

Bi-Cu

Fig. 149.

K. Jeriomin (Z. anorg. Ch. 1907. 55. 413); Gautier, Contribution à l'étude des alliages (Paris 1901, S. 110); Heycock und Neville (Phil. Trans. [A] 1897. 189. 25); Roland-Gosselin (Bl. Soc. Enc. 1896. [5] 1. 1310).

Bi-Fe

E. Isaac und G. Tammann (Z. anorg. Ch. 1907. 55. 60).

Bi-Hg

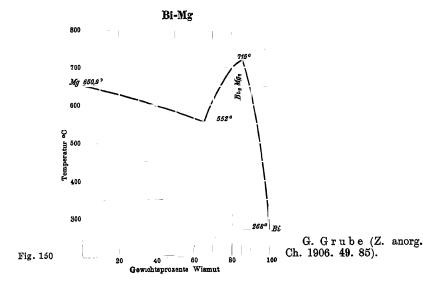
N. A. Puschin (Z. anorg. Ch. 1903. 36. 214).

Bi-K

D. P. Smith (Z. anorg. Ch. 1908. 56. 127). Verbb.: Bi_2K, BiK_3, Bi_7K_9??, Bi_2K_3.

Bi-Mg

Fig. 150

G. Grube (Z. anorg. Ch. 1906. 49. 85).

Bi-Mn

P. Siebe (Z. anorg. Ch. 1919. **108**. 161); E. Bekier (Intern. Z. Met. 1914. **7**. 83).

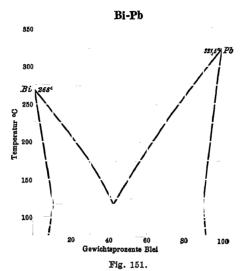
Bi-Na

C. H. Mathewson (Z. anorg. Ch. 1906. **50**. 189). Verbb.: $BiNa_2$, BiNa.

Bi-Ni

G. Voß (Z. anorg. Ch. 1908. **57**. 54). Verbb.: Bi_3Ni, BiNi. *h—i—k* = magn. Umwandlung.

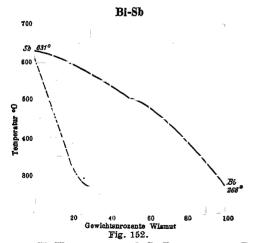
Bi-Pb

Fig. 151.

W. Herold (Z. anorg. Ch. 1920. **112**. 131); Barlow (Z. anorg. Ch. 1911. **70**. 183); A. Stoffel und A. W. Kapp (Z. anorg. Ch. 1909. **53**. 150); Kapp (Diss. Königsberg 1901).

Bi-S

A. H. W. Aten (Z. anorg. Ch. 1905. **47**. 387). Verb.: Bi_2S_3?

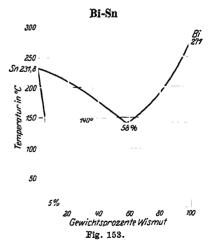
Bi-Sb

Fig. 152.

K. Hüttner und G. Tammann (Z. anorg. Ch. 1905. **44**. 138).

Bi-Si

R. S. Williams (Z. anorg. Ch. 1907. **55**. 22). Es tritt Schichtenbildung nach dem SG. ein.

Bi-Sn

Fig. 153.

W. v. Lepkowski (Z. anorg. Ch. 1908. **59**. 287); A. Bucher (Z. anorg. Ch. 1916. **98**. 117); A. Stoffel (Z. anorg. Ch. 1907. **53**. 148); A. W. Kapp (Diss. Königsberg 1901); Hikozo Endo (Sc. Rep. Tôhoku 1925. [1] **14**. Nr. 5).

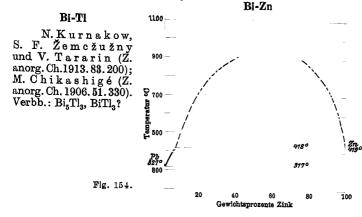
Bi-Te

K. Mönkemeyer (Z. anorg. Ch. 1905. 46. 419); Hikozo Endo (Sc. Rep. Tôhoku 1925. [1] 14. Nr. 5). Verb.: Bi_2Te_3.

Bi-Tl

N. Kurnakow, S. F. Žemčužny und V. Tararin (Z. anorg. Ch. 1913. 83. 200); M. Chikashigé (Z. anorg. Ch. 1906. 51. 330). Verbb.: Bi_5Tl_3, $BiTl_3$?

Bi-Zn

Fig. 154.

Heycock und Neville (J. Ch. Soc. 1897. 71. 394); W. Spring und Romanoff (Z. anorg. Ch. 1897. 13. 29); Arnemann (Metall. 1910. 7. 201).

C-Co

G. Boecker (Metall. 1912. 9. 296); O. Ruff und F. Keilig (Z. anorg. Ch. 1914. 88. 410).

C-Fe

Roberts-Austen (Proc. Mech. Eng. 1899, 5. Febr.); Roozeboom (Z. phys. Ch. 1900. 39. 437); Charpy und Grenet (Bl. Soc. Enc. März 1902, 399); E. Heyn (Z. Elektroch. 1904. 10. 437); C. Benedicks (Metall. 1906. 3. 393, 425; 1908. 5. 41); E. Heyn und O. Bauer (St. E. 1907. 27. 1565, 1621); F. Wüst (Metall. 1909. 6. 512); O. Ruff (Metall. 1911. 8. 456); R. Ruer und Klesper (Ferr. 1911. 11. 257); O. Ruff und W. Bornemann (Z. anorg. Ch. 1914. 88. 397); R. Ruer und Goerens (Ferr. 1916/17. 14. 161). Verb.: CFe_3.

C-Mn

A. Stadeler (Metall. 1908. 5. 260); O. Ruff und W. Bornemann (Z. anorg. Ch. 1914. 88. 365). Verb.: CMn_3.

C-Ni

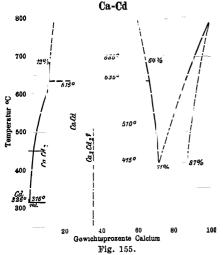
K. Friedrich und A. Leroux (Metall. 1910. 7. 10); O. Ruff und W. Bornemann (Z. anorg. Ch. 1914. 88. 386).

Ca-Cd

Fig. 155.

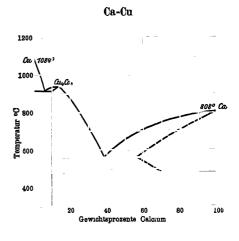
L. Donski (Z. anorg. Ch. 1908. 57. 196). Verbb.: $CaCd_3$, CaCd, Ca_3Cd_2?

Ca-Cu

Fig. 156.

N. Baar (Z. anorg. Ch. 1911. 70. 379). Verb.: $CaCu_4$.

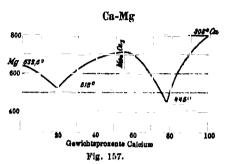
Ca-Fe

C. Quasebart (Metall. 1906. 3. 28); L. Stockem (Metall. 1906. 3. 147).

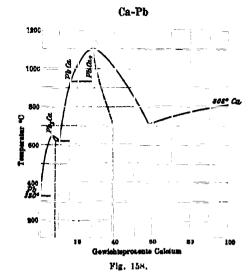
Ca-Hg

A. Eilert (Z. anorg. Ch. 1926. 151. 96). Verbb.: $CaHg_3$, $CaHg_5$, $CaHg_{10}$.

Ca-Mg

Fig. 157.

L. Wöhler und O. Schliephake (Z. anorg. Ch. 1926. 151. 1); N. Baar (Z. anorg. Ch. 1911. 70. 364). Verb.: Ca_3Mg_4.

Ca-Pb

Fig. 158.

N. Baar (Z. anorg. Ch. 1911. 70. 375); L. Donski (Z. anorg. Ch. 1908. 57. 210). Verbb.: Ca_2Pb, $CaPb$, $CaPb_3$.

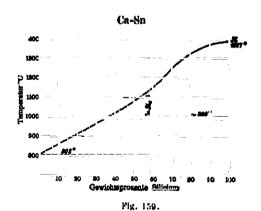
Ca-Sb

L. Donski (Z. anorg. Ch. 1908. 57. 217).

Ca-Si

S. Tamaru (Z. anorg. Ch. 1909. 62. 86); L. Wöhler und O. Schliephake (Z. anorg. Ch. 1926. 151. 1). Verb.: $CaSi_2$?

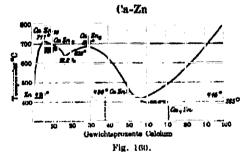
Ca-Sn

Fig. 159.

L. Donski (Z. anorg. Ch. 1908. 57. 213). Verb.: $CaSn_3$.

Ca-Tl

N. Baar (Z. anorg. Ch. 1911. 70. 369); L. Donski (Z. anorg. Ch. 1908. 57. 206). Verbb.: $CaTl_3$, Ca_3Tl_4, $CaTl$.

Ca-Zn

Fig. 160.

L. Donski (Z. anorg. Ch. 1908. 57. 189). Verbb.: $CaZn_{10}$, $CaZn_4$, Ca_2Zn_3, Ca_4Zn, $CaZn$?

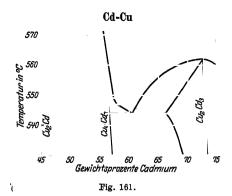
Cd-Co

Der Schmp. des Cd wird um 6° erniedrigt. K. Lewkonja (Z. anorg. Ch. 1908. 59. 322).

Cd-Cr

Nicht lösl. G. Hindrichs (Z. anorg. Ch. 1908. 59. 427).

Cd-Cu

Fig. 161.

C. H. M. Jenkins und D. Hanson (J. Inst. Met. 1924. **31**. Nr. 1. 257). Verbb.: $CdCu_2$, Cd_3Cu_4, Cd_3Cu_2, Cd_3Cu.

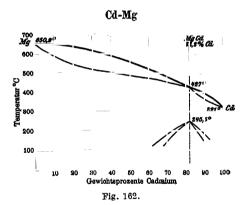
Cd-K

D. P. Smith (Z. anorg. Ch. 1908. **56**. 121). Verbb.: $Cd_{11}K$?, Cd_7K?

Cd-Li

G. Masing und G. Tammann (Z. anorg. Ch. 1910. **67**. 196.) Verbb.: CdLi, Cd_2Li?

Cd-Mg

Fig. 162.

G. Grube (Z. anorg. Ch. 1906. **49**. 75); Boudouard (C. r. 1902. **134**. 1431); G. Bruni und Sandonnini (Z. anorg. Ch. 1912. **78**. 277). Verb.: CdMg.

Cd-Na

C. H. Mathewson (Z. anorg. Ch. 1906. **50**. 182). Verbb.: Cd_2Na, Cd_5Na.

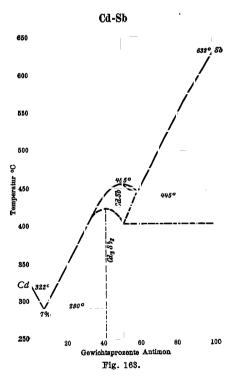
Cd-Ni

G. Voß (Z. anorg. Ch. 1908. **57**. 70). Verb.: Cd_4Ni.

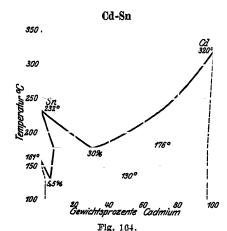
Cd-Pb

A. Stoffel (Z. anorg. Ch. 1907. **53**. 152); A. W. Kapp (Diss. Königsberg 1901).

Cd-Sb

Fig. 163.

N. S. Kurnakow und N. S. Konstantinow (Z. anorg. Ch. 1908. **58**. 16); W. Treitschke (Z. anorg. Ch. 1906. **50**. 217). — = stabiles System. Verbb.: CdSb, Cd_3Sb_2.

Cd-Sn

Fig. 164.

A. W. Kapp (Diss. Königsberg 1901); A. Stoffel (Z. anorg. Ch. 1907. **53.** 146); A. P. Schleicher (Intern. Z. Met. 1912. 2. 76); D. Mazzotto (Intern. Z. Met. 1913. 4. 13); R. Lorenz und D. Plumbridge (Z. anorg. Ch. 1913. **83.** 235); A. Bucher (Z. anorg. Ch. 1916. **98.** 106).

Cd-Te

M. Kobayashi (Z. anorg. Ch. 1911. **69.** 4 Verb.: CdTe.

Cd-Tl

N. S. Kurnakow und N. A. Puschin (Z. a org. Ch. 1902. **30.** 106).

Cd-Zn

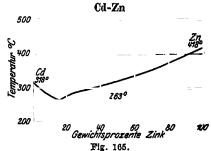



Fig. 165.

R. Lorenz und D. Plumbridge (Z anorg. Ch. 1913. **83.** 232); G. Bruni un Sandonnini (Z. anorg. Ch. 1907. **55.** 417 G. Hindrichs (Z. anorg. Ch. 1907. **55.** 417 Heycock und Neville (J. Ch. Soc. 189 71. 383); Gautier (Bl. Soc. Enc. 1896. [1. 1293).

Ce-Cu

Fig. 166.

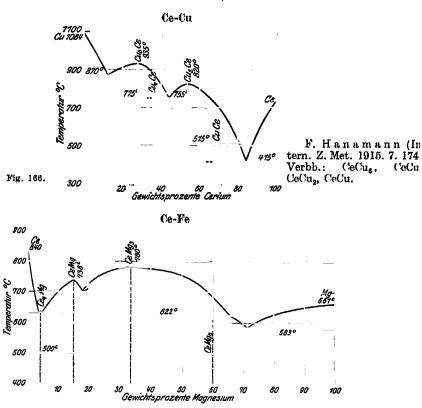
F. Hanamann (In tern. Z. Met. 1915. 7. 174 Verbb.: $CeCu_6$, CeCu $CeCu_2$, CeCu.

Ce-Fe

Fig. 167.

R. Vogel (Z. anorg. Ch. 1917. **99.** 25); F. Clotofski (Z. anorg. Ch. 1920. **114.** 1). Verbb. $CeFe_2$, Ce_2Fe_3, CeFe, $CeFe_6$.

Ce-Mg

R. V o g e l (Z. anorg. Ch. 1915. **91.** 277). Verbb.: Ce_4Mg, CeMg, $CeMg_2$, $CeMg_9$.

Ce-Si

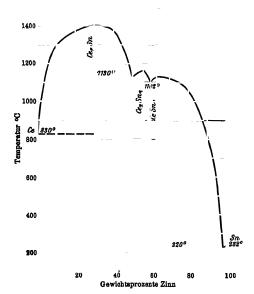
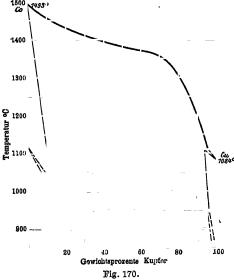
R. V o g e l (Z. anorg. Ch. 1914. **84.** 326). Verb.: CeSi.

Ce-Sn

Fig. 168.

R. V o g e l (Z. anorg. Ch. 1911. **72.** 325). Verbb.: Ce_2Sn, Ce_2Sn_3, $CeSn_2$.

Co-Cu

Fig. 170.

R. S a h m e n (Z. anorg. Ch. 1908. **57.** 3).

Ce-Zn

Noch nicht vollständig aufgenommen. F. C l o t o f s k i (Z. anorg. Ch. 1920. **114.** 1). Verbb.: Ce_4Zn, Ce_2Zn.

Co-Cr

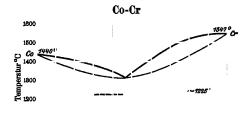



Fig. 169.

K. L e w k o n j a (Z. anorg. Ch. 1908. **59.** 325).

Co-Fe

R. R u e r und K. K a n e k o (Ferr. 1913. **11.** 34); W. G u e r t l e r und G. T a m m a n n (Z. anorg. Ch. 1905. **45.** 217).

Co-Mn

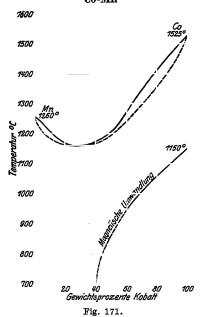



Fig. 171.

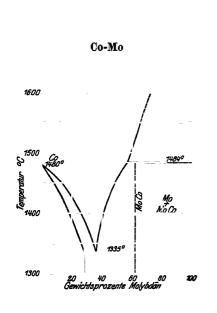
K. H i e g e (Z. anorg. Ch. 1913. **83.** 253).

Co-Mo

Fig. 172.

U. Raydt und G. Tammann (Z. anorg. Ch. 1913. 83. 246). Verb.: CoMo.

Co-Ni

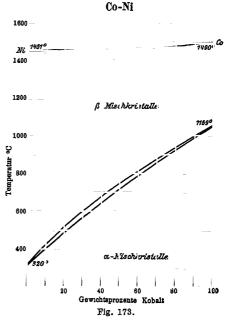



Fig. 173.

W. Guertler und G. Tammann (Z. anorg. Ch. 1904. 42. 361); W. Guertler (Hdb. Metallographie, Berlin 1909, S. 80); R. Ruer und K. Kaneko (Metall. 1912. 9. 419).

Co-P

S. Žemcžužny und J. Schepelew (Z. anorg. Ch. 1909. 64. 254). Verb.: Co_2P.

Co-Pb

K. Lewkonja (Z. anorg. Ch. 1908. 59. 314).

Co-S

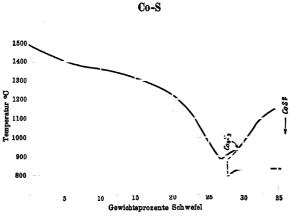



Fig. 174.

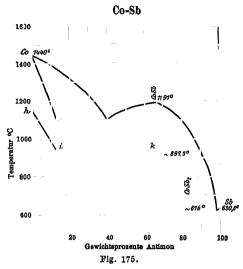
K. Friedrich (Metall. 1908. 5. 212). Verbb.: Co_4S_3, Co_5S_4?, Co_6S_5, CoS?

Co-Sb

Fig. 175.

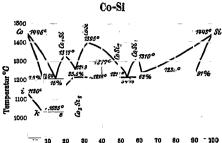
K. Lewkonja (Z. anorg. Ch. 1908. 59. 307). Verbb.: CoSb, $CoSb_2$. h—i—k = magn. Umwandlung.

Co-Si

Fig. 176.

K. Lewkonja (Z. anorg. Ch. 1908. 59. 331). Verbb.: Co_2Si, Co_3Si_2, CoSi, $CoSi_2$, $CoSi_3$. i—k—l = magn. Umwandlung.

Co-Sn

K. Lewkonja (Z. anorg. Ch. 1908. 59. 298); Žemcžužny und Belynsky (Z. anorg. Ch. 1908. 59. 368). Verbb.: Co_2Sn, CoSn. h—i—k = magn. Umwandlung.

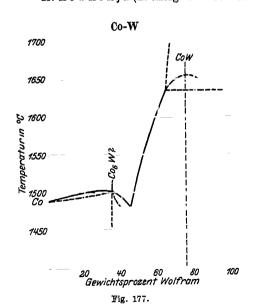
Co-Tl

K. Lewkonja (Z. anorg. Ch. 1908. 59. 318). Co in Tl nur zu 2.5—3 % lösl.; dadurch wird der Schmp. des Tl um etwa 6° erniedrigt, seine Umwandlungstemp. um etwa 8°.

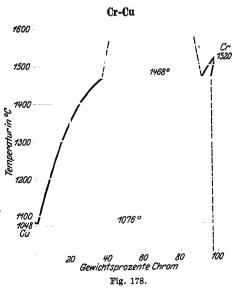
Co-Zn

K. Lewkonja (Z. anorg. Ch. 1908. 59. 321). Verb.: $CoZn_4$.

Co-W

Fig. 177.

K. Kreitz (Met. Erz 1922. 19. 137). S. a. W. Geiß und J. A. M. von Liempst (Z. Met. 1927. 19. 113). Verbb.: Co_6W?, CoW.

Cr-Cu

Fig. 178.

E. Siedschlag (Z. anorg. Ch. 1923. 131. 173). S. a. G. Hindrichs (Z. anorg. Ch. 1908. 59. 422). Der gestrichelte Teil ist nicht sicher ermittelt.

Cr-Fe

E. Jänecke (Z. Elektroch. 1917. 23. 49); W. Treitschke und G. Tammann (Z. anorg. Ch. 1907. 55. 403); Ph. Monnartz (Metall. 1911. 8. 162); E. Pakulla und P. Oberhoffer (Werkstoffbericht Nr. 68, Düsseldorf 1925).

Fig. 179 a.

Fig. 180.

G. Voß (Z. anorg. Ch. 1908. 57. 60).
h – i magn. Umwandlung.

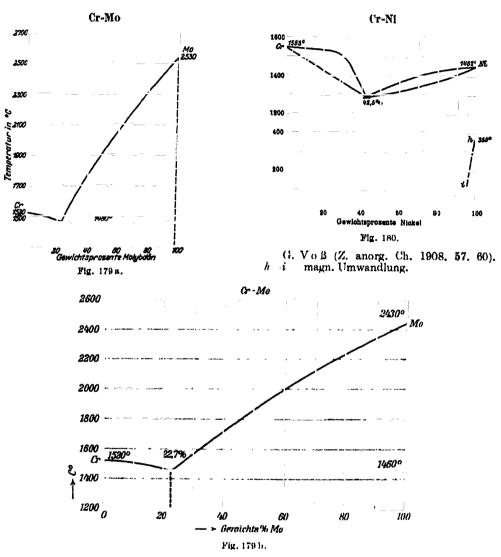



Fig. 179 b.

W. Guertler und Siedschlag (Z. Met. 1923. 15. 154) [Fig. 179 b.]; E. Siedschlag (Z. anorg. Ch. 1923. 131. 191) [Fig. 179 a.].

Cr-Pb

G. Hindrichs (Z. anorg. Ch. 1908. 59. 420).

Cr-Sb

R. S. Williams (Z. anorg. Ch. 1907. 55. 8). Verbb.: $CrSb_2$, CrSb.

Cr-Sn

G. Hindrichs (Z. anorg. Ch. 1908. 59. 418).

Cr-Zn

G. Hindrichs (Z. anorg. Ch. 1908. **59.** 427); H. Le Chatelier (Bl. Soc. Enc. 1895. [4] **10.** 388).

Cs-Hg

N. S. Kurnakow und G. J. Zukowsky (Z. anorg. Ch. 1907. **52.** 423). Verbb.: $CsHg_{10}$?, $CsHg_6$, $CsHg_4$, $CsHg_2$, CsHg??, Cs_2Hg??

Cs-S

W. Biltz und E. Wilke-Dörfurt (Z. anorg. Ch. 1906. **48.** 316.) Verbb.: Cs_2S_2, Cs_2S_3, Cs_2S_4, Cs_2S_5, Cs_2S_6.

Cu-Fe

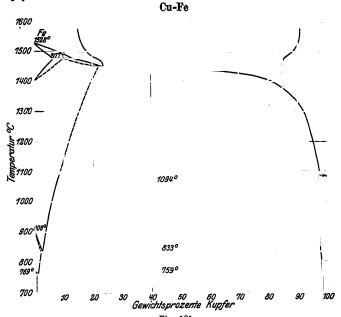



Fig. 181.

A. Müller (Mitt. Eisen. 1927. **9.** 173; Z. Met. 1927. **19.** 293): R. Ruer und F. Goerens (Ferr. 1916/17. **14.** 49); R. Sahmen (Z. anorg. Ch. 1908. **57.** 13).

Cu-Hg

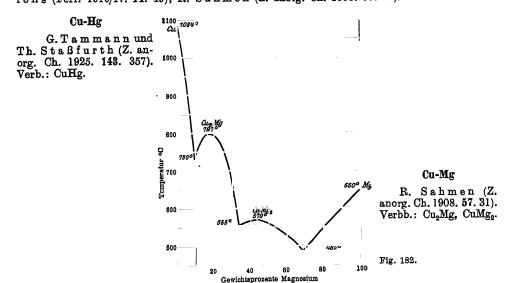
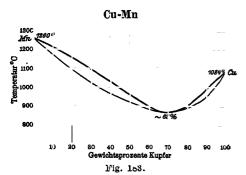
G. Tammann und Th. Staßfurth (Z. anorg. Ch. 1925. **143.** 357). Verb.: CuHg.

Cu-Mg

R. Sahmen (Z. anorg. Ch. 1908. **57.** 31). Verbb.: Cu_2Mg, $CuMg_2$.

Fig. 182.

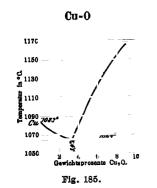
Cu-Mn

Fig. 183.

Zemčužny, G. Urasow und A. Rykowskow (Z. anorg. Ch. 1905. 57. 256); R. Sahmen (Z. anorg. Ch. 1908. 57. 23).

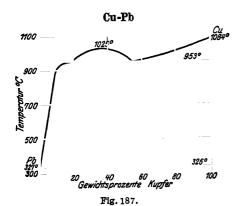
Cu-Mo

E. Siedschlag (Z. anorg. Ch. 1923. 131. 191). Nach Dreibholz besteht keine Löslichkeit zwischen Cu und Mo.

Cu-O

Fig. 185.

E. Heyn (Mitt. Vers. 1900. 315). Verb.: Cu_2O.

Cu-Pb

Fig. 187.

K. Friedrich und M. Waehlert (Met. Erz 1913. 10. 578); K. Friedrich und A. Leroux (Metall. 1907. 4. 300).

Cu-Ni

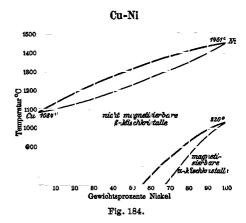



Fig. 184.

W. Guertler, G. Tammann, N. S. Kurnakow und Zemčužny (Z. anorg. Ch. 1907. 52. 27; 54. 153); Gautier (Bl. Soc. Enc. 1896. [5] 1. 1310).

Cu-P

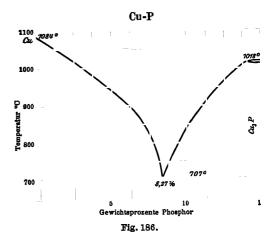



Fig. 186.

E. Heyn und O. Bauer (Z. anorg. Ch 1907. 52. 131). Verb.: Cu_3P.

Cu-Pd

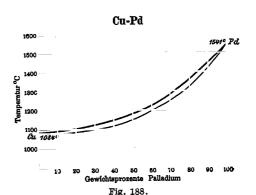



Fig. 188.

R. Ruer (Z. anorg. Ch. 1906. 51. 235).

Cu-Pt

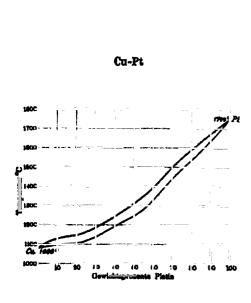
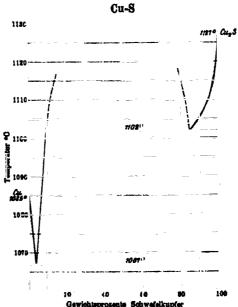



Fig. 189.

F r. D o e r i n c k e l (Z. anorg. Ch. 1907. 54. 337).

Cu-S

Fig. 190.

E. H e y n und O. B a u e r (Metall. 1906. 3. 76); K. F r i e d r i c h und M. W a e h l e r t (Met. Erz 1913. 10. 976). Verb.: Cu_2S.

Cu-Sb

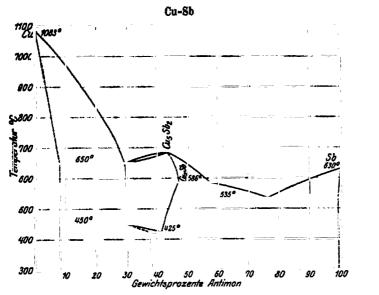



Fig. 191.

H. R e i m a n n (Z. Met. 1920. 12. 321); H. C. H. C a r p e n t e r (Intern. Z. Met. 1913. 4. 300); B a i k o w (Veröff. Wegebauinst. Kais. Alexander I., Petersburg 1902); H i o r n s (J. Soc. Ch. I. 1906. 25. 616). Verbb.: Cu_5Sb_2, Cu_2Sb.

Cu-Se

K. F r i e d r i c h und A. L e r o u x (Metall. 1908. 5. 355). Verb.: Cu_2Se.

Cu-Si

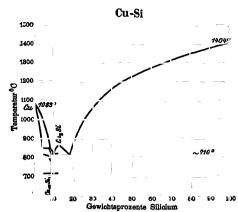
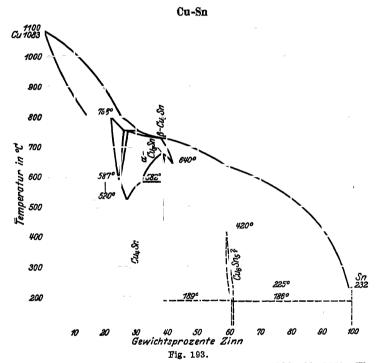



Fig. 192.

E. Rudolfi (Z. anorg. Ch. 1907. 53. 223); A. Langourche (Rev. Mét. 1919. 16. 239); K. Matuyama (Sci. Rep. Tôhoku 1928. 17. 665); C. A. Smith (Inst. Met. 1928. 40. Vorbericht. 476). Verbb.: Cu_5Si, Cu_3Si.

Cu-Sn

Fig. 193.

O. Bauer und O. Vollenbruck (Mitt. Matprfg. 1922. 40. 181); Heycock und Neville (Phil. Trans. [A] 1903. 202. I); Shepherd und Blough (J. Ph. Ch. 1906. 10. 630); Giolitti und Pavanti (Gazz. 1908. 38. II. 209). Verbb.: Cu_4Sn, Cu_3Sn, Cu_6Sn_5?

Cu-Te

M. Chikashigé (Z. anorg. Ch. 1907. 54. 54). Verbb.: Cu_4Te_3, Cu_2Te.

Cu-Tl

Fr. Doerinckel (Z. anorg. Ch. 1906. 48. 186).

Cu-V

H. Giebelhausen (Z. anorg. Ch. 1915. 91. 256).

Cu-W

Cu und W sind weder im fl. noch im festen Zustand ineinander lösl. O. Rumschöttel (Met. Erz 1915. 12. 45); M. v. Schwarz (Unveröffentl. Vers.).

Cu-Zn

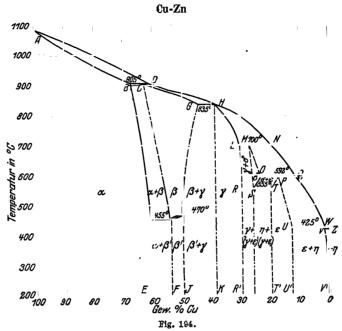



Fig. 194.

O. Bauer und M. Hansen (Mitt. Matprfg. Sonderheft IV, 1927; Z. Met. 1927. 19. 423); V. E. Tafel (Metall. 1908. 5. 349; Diss. Freiberg 1908); H. C. H. Carpenter (Intern. Z. Met. 1912. 2. 129); Shepherd (J. Ph. Ch. 1904. 8. 421). Verb.: Cu_2Zn_3.

Fe-Mn

G. Rümelin und K. Fick (Ferr. 1914/15. 12. 41); M. Levin und G. Tammann (Z. anorg. Ch. 1905. 47. 141); H. Esser und P. Oberhoffer (Werkstoffbericht Nr. 69, Düsseldorf 1925).

Fe-Mo

Lautsch und G. Tammann (Z. anorg. Ch. 1907. 55. 388).

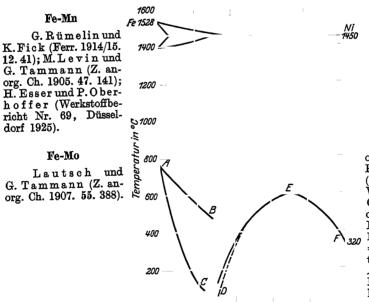



Fig. 195.

Fe-Ni

R. Vogel (Z. anorg. Ch. 1925. 142. 193); R. Ruer und E. Schütz (Metall. 1910. 7. 415); W. Guertler und G. Tammann (Z. anorg. Ch. 1905. 45. 211); F. Osmond (C. r. 1899. 128. 304). *A—B* = Verlust des Magnetismus beim Erhitzen; *A—C* = Wiederkehr des Magnetismus beim Erkalten; *D—E—F* = reversible magn. Umwandlung.

Fe-P

E. Gercke (Metall. 1908. 5. 604); H. Esser und P. Oberhoffer (Werkstoffbericht Nr. 69, Düsseldorf 1925); H. Hanemann und H. Voß (C. Hütt. 1927. 31. 259). Verbb.: Fe_3P, Fe_2P.

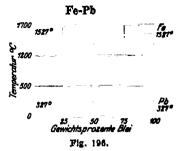
Fe-Pt

E. Isaac und G. Tammann (Z. anorg. Ch. 1907. 55. 66).

Fe-S

R. Loebe und E. Becker (Z. anorg. Ch. 1912. 77. 301); K. Friedrich (Metall. 1910. 7. 257); W. Treitschke und G. Tammann (Z. anorg. Ch. 1906. 49. 329).

Fe-Pb

Fig. 196.

E. Isaac und G. Tammann (Z. anorg. Ch. 1907. 55. 59).

Fe-Sb

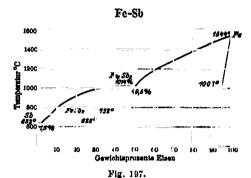
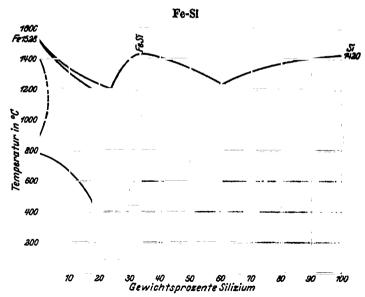
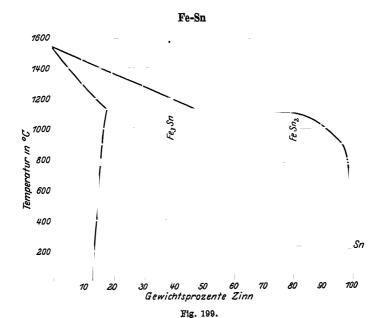
Fig. 197.

N. S. Kurnakow und N. S. Konstantinow (Z. anorg. Ch. 1908. 58. 1). Verbb.: $FeSb_2$, Fe_3Sb_2.

Fe-Si

Fig. 198.

W. Guertler und G. Tammann (Z. anorg. Ch. 1905. 47. 173); G. Gontermann (Z. anorg. Ch. 1908. 59. 385); H. Hanemann und H. Voß (C. Hütt. 1927. 31. 259); H. Esser und P. Oberhoffer (Werkstoffbericht Nr. 69, Düsseldorf 1925). Verbb.: FeSi, Fe_2Si?.

Fe-Sn

Fig. 199.

F. Wever und W. Reinecken (Mitt. Eisen. 1925. 7. 70); E. Isaac und G. Tammann (Z. anorg. Ch. 1907. 53. 285). Verbb.: Fe_3Sn, $FeSn_2$.

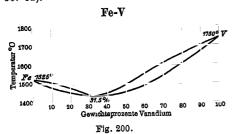
Fe-Ti

J. Lamort (Ferr. 1913/14. 11. 225). Verb.: Fe_3Ti.

Fe-Tl

Fe und Tl sind im festen Zustand ineinander unl. Ob im fl. Zustand Löslichkeit auftritt, kann wegen der Flüchtigkeit des Tl bei höheren Temp. unter gewöhnlichem Druck nicht entschieden werden. E. Isaac und G. Tammann (Z. anorg. Ch. 1907. 55. 61).

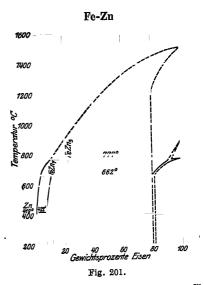
Fe-V

Fig. 200.

R. Vogel und G. Tammann (Z. anorg. Ch. 1908. 58. 77).

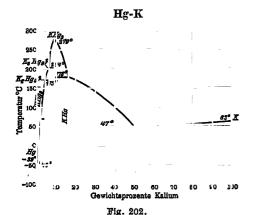
Fe-W

H. Harkort (Metall. 1907. 4. 617. 639. 673); M. v. Schwarz (unveröffentlichte Verss.). Es treten wahrscheinlich 2 Verbb. auf.

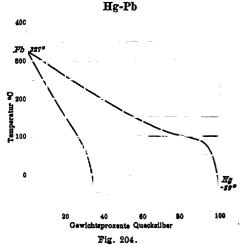
Fe-Zn

Fig. 201.

A. v. Vegesack (Z. anorg. Ch. 1907. 52. 37); P. Arnemann (Metall. 1910. 7. 20); U. Raydt und G. Tammann (Z. anorg. Ch. 1913. 83. 257). Verbb.: $FeZn_7$, $FeZn_3$.

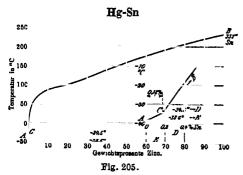
Hg-K

Fig. 202.

E. Jänecke (Z. phys. Ch. 1907. 58. 246). Verbb.: Hg_9K?, Hg_9K_2?, Hg_9K_3?, Hg_2K, HgK.

Hg-Pb

Fig. 204.

N. A. Puschin (Z. anorg. Ch. 1903. 36. 213); E. Jänecke (Z. phys. Ch. 1907. 60. 399).

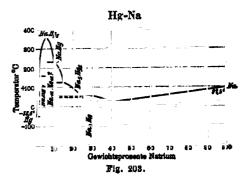
Hg-Sn

Fig. 205.

B. Roozeboom (Verh. K. Ak. Wetensch. Amsterdam 1902. 420); van Heteren (Z. anorg. Ch. 1904. 42. 129).

Hg-Li

G. J. Zukowsky (Z. anorg. Ch. 1911. 71. 409). Verbb.: $HgLi_3$, HgLi, Hg_2Li, Hg_3Li.

Hg-Na

Fig. 203.

A. Schüller (Z. anorg. Ch. 1904. 40. 389). Verbb.: Hg_4Na, Hg_2Na, $Hg_{12}Na_{12}$?, HgNa, Hg_2Na_3?, Hg_2Na_3, $HgNa_3$.

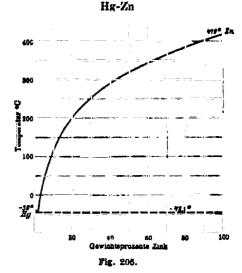
Hg-Rb

N. S. Kurnakow und G. J. Zukowsky (Z. anorg. Ch. 1907. 52. 427). Verb.: Hg_6Rb.

Hg-Tl

G. D. Roos (Z. anorg. Ch. 1916. 94. 358); N. S. Kurnakow (J. russ. Ges. 1901. 33. 565; Z. anorg. Ch. 1902. 30. 86). Verb.: Hg_5Tl_2.

Hg-Zn

Fig. 206.

N. A. Puschin (Z. anorg. Ch. 1903. 36. 214).

In-Pb

N. S. Kurnakow und N. A. Puschin (Z. anorg. Ch. 1907. 52. 444).

In-Tl

N. S. Kurnakow und N. A. Puschin (Z. anorg. Ch. 1907. 52. 445).

J-Se

E. Beckmann und E. Grünthal (Z. anorg. Ch. 1913. 83. 97).

J-Sn

H. S. van Klooster (Z. anorg. Ch. 1912. 79. 223); W. Reinders und S. de Lange (Z. anorg. Ch. 1912. 79. 230). Verbb.: J_2Sn, J_4Sn.

J-Te

E. M. Jaeger und J. B. Menke (Z. anorg. Ch. 1912. 75. 241). Verb.: J_4Te.

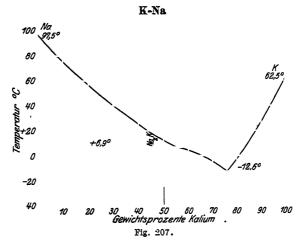
K-Li

G. Masing und G. Tammann (Z. anorg. Ch. 1910. 67. 189).

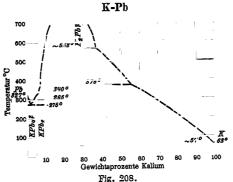
K-Mg

D. P. Smith (Z. anorg. Ch. 1908. 56. 114).

K-Na

Fig. 207.

G. L. M. van Rossen Hoogendijk van Bleiswijk (Z. anorg. Ch. 1912. 74. 152); N. S. Kurnakow und N. A. Puschin (Z. anorg. Ch. 1902. 30. 111). Verb.: KNa_2?

K-Pb

Fig. 208.

D. P. Smith (Z. anorg. Ch. 1908. 56. 137). Verbb.: KPb_4?, KPb_2, K_2Pb?

K-Sn

D. P. Smith (Z. anorg. Ch. 1908. 56. 131). Verbb.: KSn_4, KSn_2?, KSn?, K_2Sn?

K-Tl

N. S. Kurnakow und N. A. Puschin (Z. anorg. Ch. 1902. 30. 93). Verbb.: KTl, K_2Tl?

K-Zn

D. P. Smith (Z. anorg. Ch. 1908. 56. 116). Verb.: KZn_{12}?

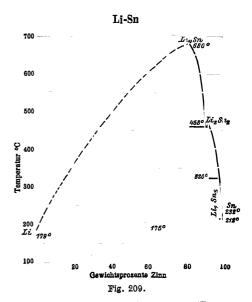
Li-Mg

G. Masing und G. Tammann (Z. anorg. Ch. 1910. 67. 197). Li und Mg bilden vermutlich zwei Reihen von Mischkristallen, die durch eine Lücke zwischen etwa 85 bis 95 % Mg getrennt sind.

Li-Na

G. Masing und G. Tammann (Z. anorg. Ch. 1910. 67. 189).

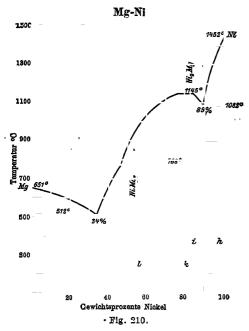
Li-Sn

Fig. 209.

G. Masing und G. Tammann (Z. anorg. Ch. 1910. 67. 193). Verbb.: Li_4Sn, Li_3Sn_2, Li_2Sn_5.

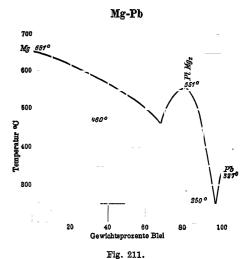
Mg-Na

C. H. Mathewson (Z. anorg. Ch. 1906. 48. 194).

Mg-Ni

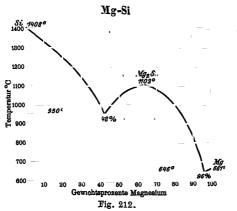
Fig. 210.

G. Voß (Z. anorg. Ch. 1908. 57. 64). *h—i* und *k—l* = magn. Umwandlung. Verbb.: Mg_2Ni, $MgNi_2$.

Mg-Pb

Fig. 211.

G. Grube (Z. anorg. Ch. 1905. 44. 124); N. S. Kurnakow und N. S. Stepanow (Z. anorg. Ch. 1905. 46. 184). Verb.: Mg_2Pb.

Mg-Sb

G. Grube (Z. anorg. Ch. 1906. 49. 90). Verb.: Mg_3Sb_2.

Fig. 212.

R. Vogel (Z. anorg. Ch. 1909. 61. 50). Verb.: Mg_2Si.

Mg-Tl

G. Grube (Z. anorg. Ch. 1905. 46. 87). Verbb.: Mg_8Tl_3, Mg_2Tl, Mg_3Tl_2.

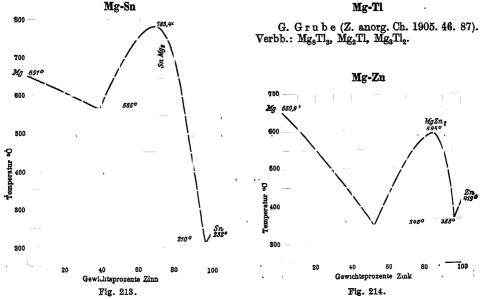
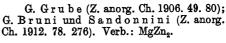
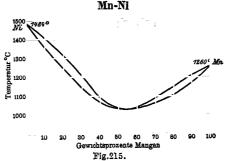
Fig. 213.

G. Grube (Z. anorg. Ch. 1905. 46. 79); N. S. Kurnakow und N. S. Stepanow (Z. anorg. Ch. 1905. 46. 184). Verb.: Mg_2Sn.

Fig. 214.

G. Grube (Z. anorg. Ch. 1906. 49. 80); G. Bruni und Sandonnini (Z. anorg. Ch. 1912. 78. 276). Verb.: $MgZn_2$.

Fig. 215.

S. Žemčužny, G. Urasow und A. Rykowskow (Z. anorg. Ch. 1908. 57. 263).

Mn-P

S. Žemcžužny und N. Efremow (Z. anorg. Ch. 1908. 57. 247). Verbb.: Mn_3P_2, MnP.

Mn-Pb

R. S. Williams (Z. anorg. Ch. 1907. 55. 32).

Mn-Sb

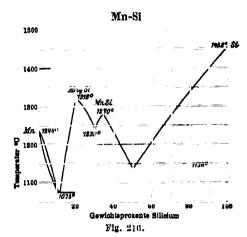
R. S. Williams (Z. anorg. Ch. 1907. 55. 3). Verbb.: Mn_2Sb_2, Mn_2Sb.

Mn-Si

Fig. 216.

Fr. Doerinckel (Z. anorg. Ch. 1906. 50. 123). Verbb.: Mn_2Si, MnSi.

Mn-Sn

R. S. Williams (Z. anorg. Ch. 1907. 55. 26). Verbb.: Mn_2Sn, Mn_4Sn, MnSn?

Mn-Tl

N. Baar (Z. anorg. Ch. 1911. 70. 360).

Mn-Zn

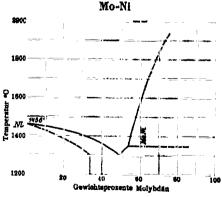
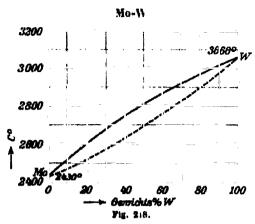
P. Siebe (Z. anorg. Ch. 1910. 108. 171); N. Parravano (Gazz. 1915. 45. I. 1); Ch. L. Ackermann (Z. Met. 1927. 19. 200).

Mo-Ni

Fig. 217.

N. Baar (Z. anorg. Ch. 1911. 70. 356). Verb.: MoNi.

Mo-W

Fig. 218.

Z. Jeffries (Z. Met. 1922. 14. 176); W. Geiß und I. A. M. van Liempt (Z. anorg. Ch. 1923. 128. 355).

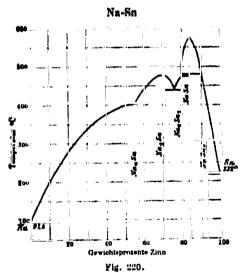
Na-S

K. Friedrich (Met. Erz 1914. 11. 79). Verbb.: Na_2S, Na_4S_3, Na_2S_2, Na_4S_5, Na_2S_3, Na_4S_7, Na_2S_4, Na_4S_9, Na_2S_5.

Na-Sb

C. H. Mathewson (Z. anorg. Ch. 1906. 50. 194). Verbb.: Na_3Sb, NaSb.

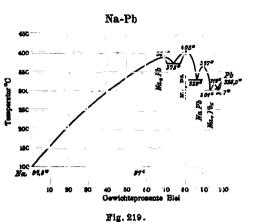
Na-Sn

Fig. 220.

C. H. Mathewson (Z. anorg. Ch. 1905. 46. 101). Verbb.: Na_4Sn, Na_2Sn, Na_4Sn_3, NaSn. $NaSn_2$.

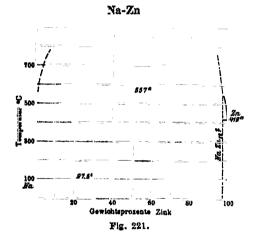
Na-Tl

N. S. Kurnakow und N. A. Puschin (Z. anorg. Ch. 1902. 30. 93). Verbb.: NaTl, Na_2Tl?, Na_3Tl?

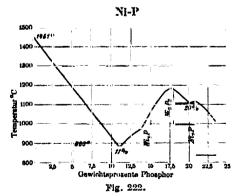
Na-Pb

Fig. 219.

C. H. Mathewson (Z. anorg. Ch. 1906. 50. 175). Verbb.: Na_4Pb, Na_2Pb, NaPb, Na_2Pb_5.

Na-Zn

Fig. 221.

C. H. Mathewson (Z. anorg. Ch. 1906. 48. 196). Verb.: $NaZn_{12}$?

Ni-P

Fig. 222.

N. Konstantinow (Z. anorg. Ch. 1908. 60. 410). Verbb.: Ni_3P, Ni_5P_2, Ni_2P.

Ni-Pb

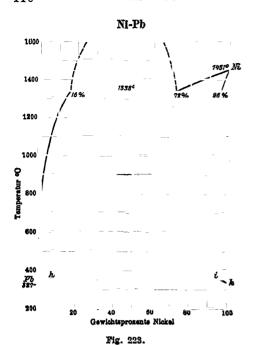



Fig. 223.

G. Voß (Z. anorg. Ch. 1908. 57. 47). h—i—k = magn. Umwandlung.

Ni-Pd

Fig. 224.

F. Heinrich (Z. anorg. Ch. 1913. 83. 322).

Ni-S

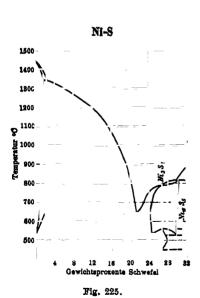



Fig. 225.

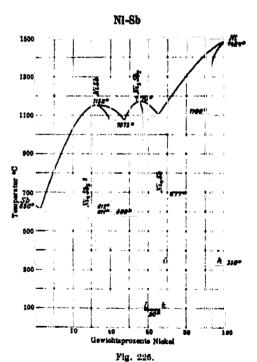
K. Bornemann (Metall. 1908. 5. 13; 1910. 7. 667). Verbb.: Ni_3S_2, Ni_6S_5.

Ni-Sb

Fig. 226.

K. Lossew (Z. anorg. Ch. 1906. 49. 63). Verbb.: Ni_4Sb_5?, NiSb, Ni_5Sb_2, Ni_4Sb. h—i und k—l = magn. Umwandlung.

Ni-Si

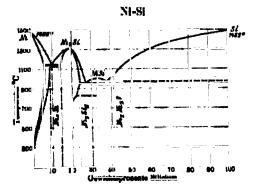



Fig. 227.

W. Guertler und G. Tammann (Z. anorg. Ch. 1906. 49. 98). Verbb.: Ni_3Si, Ni_2Si, Ni_3Si_2, NiSi, Ni_2Si_3?

Ni-Sn

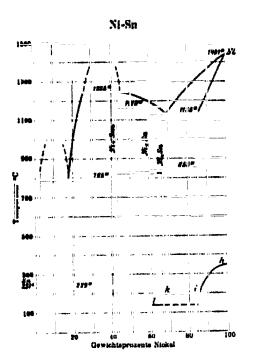



Fig. 228.

G. Voß (Z. anorg. Ch. 1908. 57. 38). *h*—*i* *k*—*l* magn. Umwandlung. Verbb.: Ni_3Sn_2, Ni_3Sn, Ni_4Sn.

Ni-Tl

G. Voß (Z. anorg. Ch. 1908. 57. 50); *h*—*i*—*k* magn. Umwandlung; *l*—*m* Umwandlung von α- in β-Tl.

Ni-V

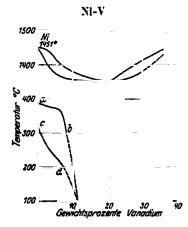
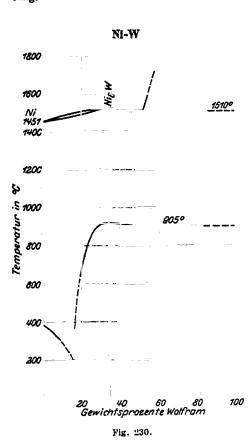



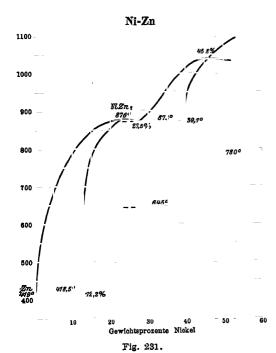
Fig. 229.

H. Giebelhausen (Z. anorg. Ch. 1915. 91. 254. *a*, *b*—*c*, *d* = magn. Umwandlung.

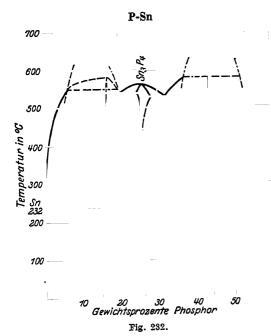
Ni-W

Fig. 230.

R. Irmann (Met. Erz 1915. 12. 358); R. Vogel (Z. anorg. Ch. 1921. 116. 231). Verb.: Ni_6W.

Ni-Zn

Fig. 231.

V. E. Tafel (Metall. 1907. 4. 784); G. Voß (Z. anorg. Ch. 1908. 57. 68). Verb.: $NiZn_3$.

P-Sn

Fig. 232.

A. C. Vivian (J. Inst. Met. 1920. 23. Nr. 1. 325). Verb.: P_4Sn_3.

Pb-Pd

R. Ruer (Z. anorg. Ch. 1907. 52. 347). Verbb.: $PdPb_2$, $PdPb$, Pd_2Pb, Pd_3Pb; zwischen 37.5 und 40% Pd liegt noch eine Verb., deren Zus. nicht mit Sicherheit ermittelt wurde.

Pb-Pt

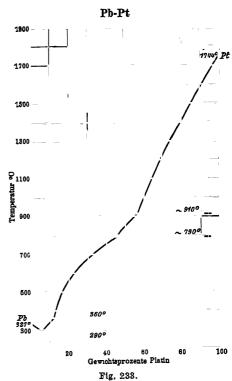



Fig. 233.

Fr. Doerinckel (Z. anorg. Ch. 1907. 54. 361).

Pb-S

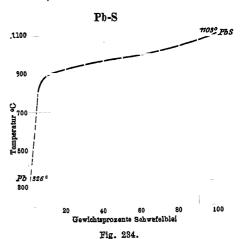



Fig. 234.

K. Friedrich und A. Leroux (Metall. 1905. 2. 536). Verb.: PbS.

Pb-Sb

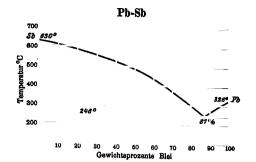



Fig. 235.

W. Gontermann (Z. anorg. Ch. 1907. 55. 421); Roland-Gosselin (Bl. Soc. Enc. 1896. [5] 1. 1301); Stead (J. Soc. Ch. I. 1897. 16. 200, 505).

Pb-Se

K. Friedrich und A. Leroux (Metall. 1908. 5. 355). Verb.: PbSe.

Pb-Si

S. Tamaru (Z. anorg. Ch. 1909. 61. 43). Pb und Si sind praktisch unmischbar.

Pb-Sn

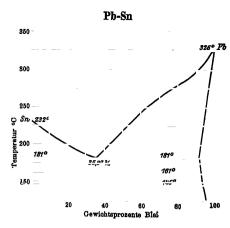



Fig. 236.

P. N. Degens (Z. anorg. Ch. 1909. 63. 212); A. W. Kapp (Diss. Königsberg 1901); W. Guertler (Z. Elektroch. 1909. 15. 129); A. Stoffel (Z. anorg. Ch. 1907. 53. 139); Roberts-Austen (Eng. 1897. 63. 223); D. Mazzotto (Intern. Z. Met. 1911. 1. 289).

Pb-Sr

E. Piwowarsky (Z. Met. 1922. 14. 301). Verb.: Pb_3Sr.

Pb-Te

Fay und Gillson (Trans. Am. Inst. Min. Nov. 1901). Verb.: PbTe.

Pb-Tl

K. Lewkonja (Z. anorg. Ch. 1907. 52. 454); N. S. Kurnakow und N. A. Puschin (Z. anorg. Ch. 1907. 52. 435). Verb.: $PbTl_2$.

Pb-Zn

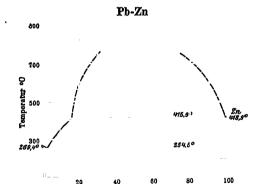



Fig. 237.

Heycock und Neville (J. Ch. Soc. 1897. 71. 394); Arnemann (Metall. 1910. 7. 201); Spring und Romanoff (Z. anorg. Ch. 1897. 13. 29).

Pd-Sb

W. Sander (Z. anorg. Ch. 1912. 75. 96). Verbb.: Pd_3Sb, Pd_5Sb_3, PdSb, $PdSb_2$.

Pt-S

K. Friedrich (Metall. 1908. 5. 603).

Pt-Sb

K. Friedrich und A. Leroux (Metall. 1909. 6. 1). Verbb.: $PtSb_2$, PtSb?, Pt_5Sb.

Pt-Sn

Fr. Doerinckel (Z. anorg. Ch. 1907. 54. 351). Verbb.: Pt_3Sn, PtSn, Pt_2Sn_3, Pt_3Sn_8.

Pt-Tl

Hackspill (C. r. 1908. 146. 820). Verb.: PtTl.

Rb-S

W. Biltz und E. Wilke-Dörfurt (Z. anorg. Ch. 1906. 48. 314). Verbb.: Rb_2S_3, Rb_2S_4, Rb_2S_5, Rb_2S_6.

S-Se

W. E. Ringer (Z. anorg. Ch. 1902. 32. 202). S und Se sind fl. vollkommen mischbar.

S-Sn

W. Biltz und W. Mecklenburg (Z. anorg. Ch. 1909. 64. 231). Verb.: SSn.

S-Te

F. M. Jaeger und J. B. Menke (Z. anorg. Ch. 1912. 75. 241); M. Chikashigé (Z. anorg. Ch. 1911. 72. 112).

Sb-Si

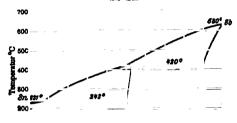
R. S. Williams (Z. anorg. Ch. 1907. 55. 20).

Sb-Sn

Fig. 238.

R. S. Williams (Z. anorg. Ch. 1907. 55. 14); W. Reinders (Z. anorg. Ch. 1900. 25. 113); Konstantinow und Smirnow (Intern. Z. Met. 1912. 2. 154). Verbb. nach letzteren: SbSn, Sb_2Sn_3.

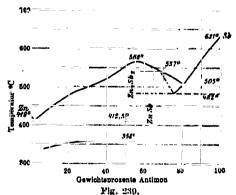
Sb-Te

Fay und Ashley (Am. Ch. J. 1902. 27. 95). Verb.: Sb_2Te_3.

Sb-Tl

R. S. Williams (Z. anorg. Ch. 1906. 50. 129). Verb.: $SbTl_3$.

Sb-Zn

Fig. 239.

S. F. Žemčužny (Z. anorg. Ch. 1906. 49. 386); K. Mönkemeyer (Z. anorg. Ch. 1905. 43. 187). —— stabiles, - - - labiles System. Verbb.: Sb_2Zn_3, SbZn.

Se-Sn

W. Biltz und W. Mecklenbu (Z. anorg. Ch. 1909. 64. 232). Verbb.: Se Se_2Sn_2, Se_2Sn.

Si-Sn

S. Tamaru (Z. anorg. Ch. 1909. 61.

Si-Te

S. Tamaru (Z. anorg. Ch. 1909. 61.

Si-V

H. Giebelhausen (Z. anorg. Ch. 1 91. 251). Verb.: Si_2V.

Sn-Te

W. Biltz und W. Mecklenburg anorg. Ch. 1909. 64. 233); M. Kobayas (Z. anorg. Ch. 1911. 69. 8). Verb.: SnTe.

Sn-Tl

P. Fuchs (Z. anorg. Ch. 1919. 107. 3 N. S. Kurnakow und N. A. Pusch (Z. anorg. Ch. 1902. 30. 106).

Sn-Zn

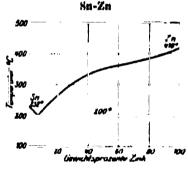



Fig. 240.

R. Lorenz und D. Plumbrid (Z. anorg. Ch. 1913. 83. 228); Heycock und Neville (J. Ch. Soc. 1897. 71. 3 Arnemann (Metall. 1910. 7. 201).

Te-Tl

M. Chikashigé (Z. anorg. Ch. 1 78. 68). Verbb.: Te_2Tl_3, TeTl.

Te-Zn

M. Kobayashi (Intern. Z. Met. 1 2. 65). Verb.: TeZn.

Tl-Zn

A. v. Vegesack (Z. anorg. Ch. 1 52. 32).

d) Drei- und Mehrstoffsysteme.

Bei Drei- und Mehrstoffsystemen ist die Zahl der zur lückenlosen Erforschung auch nur einer Legierungsreihe nötigen Abkühlungskurven sehr groß. Deshalb beschränkte man sich in der Praxis meist darauf, nur die besonders in Frage kommenden Konz.-Gebiete genauer zu untersuchen. Viele der techn. wichtigen Legg. sind aus drei und mehr Komponenten zusammengesetzt, so z. B. die meisten der Lagerweißmetalle und die Maschinenbronzen.

Die *graphische Darst.* der Konz.-Verhältnisse erfolgt zweckmäßig durch eine Fläche im Dreieckskoordinatensystem nach W. Gibbs. Denkt man sich in den Eckpunkten die reinen Bestandteile A, B und C, so findet man auf den Seiten des Dreiecks die drei binären Legierungsreihen, und jeder Punkt der Dreiecksfläche entspricht einer bestimmten Konz. an den drei Komponenten (Fig. 241). Zweckmäßig teilt man die Seitenlänge des gleichseitigen Konz.-Dreiecks in 100 gleiche Teile und

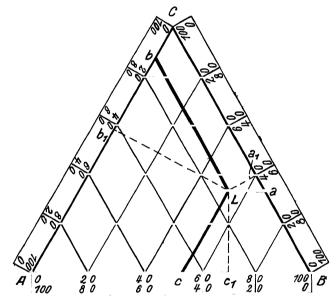



Fig. 211. Graphische Darstellung der Konzentration eines Dreistoffsystems mit gleichseitigem Dreieck.

erhält so den Maßstab für die prozentuale Zus. Um z. B. die Zus. der Leg. aufzufinden, die dem Punkte Z entspricht, zieht man die drei Seitenparallelen (in Fig. 241 stark ausgezogen). Sie entsprechen den Mengen der Komponenten:

$$A\,\% = L - a,\; B\,\% = L - b,\; C\,\% = L - c,$$

deren Summe gleich der Länge einer Seite, also $= 100\,\%$ ist. Man könnte auch die senkrechten Abstände von L zu den Seiten messen, deren Summe gleich der Höhe des Dreiecks ist, müßte diese aber dann, um Prozente ablesen zu können, in 100 gleiche Teile teilen. Auch aus einem gleichschenkligen, rechtwinkligen Dreieckskoordinatensystem kann man die Konz. eines Dreistoffsystems entnehmen (Fig. 242), wozu man das gewöhnliche Millimeterpapier anwendet. Doch ist diese Darstellungsart nicht so anschaulich wie Fig. 241. Der Punkt L in Fig. 242 gibt z. B. 20% A, 50% B und 30% C an.

Um die verschiedenen Zustände in Abhängigkeit von der Temp. darstellen zu können, müssen wir bei den Dreistoffsystemen zum *Raummodell* greifen, wobei man die Temp. senkrecht auf der Dreiecksebene aufträgt. Dieses Modell ist sehr an-

schaulich; doch ist seine Herst. und besonders auch die Abbildung in der Ebene schwierig. Die Raummodelle müssen dazu photographiert oder perspektivisch gezeichnet werden. Aus diesen Abbildungen kann man aber nicht direkt messend die gewünschten Größen entnehmen. Wenn die Raummodelle aus undurchsichtigem Werkstoff hergestellt werden, begnügt man sich meist damit, nur die Flächen des Beginns der Erstarrung auszubilden, so daß man die Vorgänge bei tieferen Tempp. nicht überblicken kann. Legt man in bestimmten Abschnitten horizontale Ebenen durch das Raummodell, so bilden ihre Schnittlinien mit den Erstarrungsflächen die Isothermen. Diese kann man zweckmäßig auf die Basisfläche des Raummodells projizieren und so einfach in der Zeichenebene zur Darst. bringen, wie Fig. 243 zeigt. Die drei Seitenflächen des Raummodells kann man sich in die Papierebene herabgeklappt denken und erhält dadurch die gewohnte Darst. der drei Zweistoffzustandsschaubilder. Neuerdings werden die Raummodelle aus Glasplatten zusammengesetzt, so daß man alle Beziehungen auf einmal überblicken kann.

Fig. 242. Bestimmung der Konzentration der ternären Legierung L im rechtwinkligen, gleichschenkligen Dreieckskoordinatensystem.

Zur Unters. eines Dreistoffsystems verwenden wir, wie bei den Zweistofflegg., die Abkühlungskurven verschieden zusammengesetzter Legg. Um die sehr große Zahl der Unterss. etwas einschränken zu können, hat sich die Meth. der Klärdreiecke gut bewährt, die W. Guertler (Z. Met. 1927. **19**. 70; Met. Erz 1920. **17**. 437) angegeben hat.

Die Abkühlungskurven von ternären oder aus noch mehr Komponenten bestehenden ununterbrochenen Mischkristallreihen weisen nur ein Erstarrungsintervall auf und bieten uns also nichts Neues. Dagegen finden wir bei den Legg. mit ternärem Eutektikum (s. die schematische Abkühlungskurve in Fig. 244), daß beim ersten Knickpunkt (t_1) zunächst die eine der Komponenten auszukrist. beginnt, die im stärksten Übsch. zur Zus. des ternären Eutektikums vorhanden ist. Dadurch reichert sich die restliche Schmelze entsprechend an den beiden andern Bestandteilen an. Bei Temp. t_2 beginnen sich neben den A-Kristallen auch B-Kristalle abzuscheiden, bis endlich bei t_3 die Zus. der übrig gebliebenen Schmelze der des ternären Eutektikums (E_4) entspricht. Dieses geht bei gleich bleibender Temp. in den festen Zustand über,

Fig. 243. Prismatisches Erstarrungsmodell eines Dreistoffsystems mit Projektion der Isothermen auf der Grundfläche.

wie es dem horizontalen Teil der Abkühlungskurve entspricht; erst nach vollständiger Erstarrung kann die Temp. weiter sinken. Die verschiedenen Längen der eutektischen Haltezeiten entsprechen wieder den Mengen des Eutektikums und werden auch bei den ternären Legg. zweckmäßig in der Haltezeitenpyramide ausgewertet. Die jeweils beobachteten Haltezeiten werden als Höhen auf dem Konz.-Dreieck aufgetragen. Das ternäre Eutektikum zeigt den Höchstwert

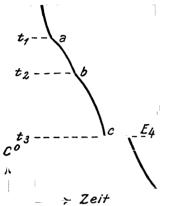



Fig. 244. Schematische Abkühlungskurve einer ternären Legierung A—B—C mit ternärem Eutektikum.

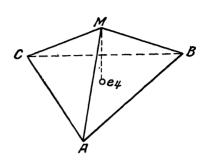



Fig. 245. Schematische Haltezeitenpyramide, zeigt die jeweilige Menge bzw. Erstarrungszeit des ternären Eutektikum an.

der Haltezeit; seine Pfeilhöhe bildet die Spitze der Pyramide. Die Endpunkte der beobachteten Haltezeiten sollen in den drei Seitenflächen der Pyramide liegen, wie Fig. 245 schematisch zeigt. Betrachtet man den Abkühlungsvorgang irgend einer ternären Leg. (die nach diesem Erstarrungstypus erstarrt), z. B. L in Fig. 246, auf die Grundfläche des Raummodells, also das Konz.-Dreieck, projiziert, so ergibt sich der durch die Pfeile angegebene Weg. Die Verlängerung der Projektion b—L nach A

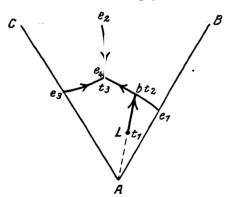



Fig. 246. Die Pfeilrichtungen geben den Weg der Abkühlung der Schmelze L, auf die Grundfläche des Raummodells projiziert, an.

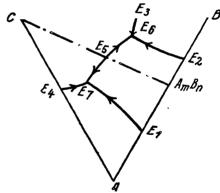



Fig. 247. Schematische Projektion der „Tiefenlinien" auf der Grundfläche des Raumschaubildes eines Dreistoffsystems mit der binären Verbindung A_mB_n.

hin zeigt, daß jeweils diese Richtung durch die zunächst gelegene Ecke, also eine Komponente, gehen muß, denn nur auf den von einer Ecke des Konz.-Dreiecks ausgehenden Strahlen bleiben die relativen Mengen der zwei andern Komponenten unverändert, wie dies der erste Teil der Abkühlungskurve verlangt. Von Temp. t_2 an ist der Weg der Abkühlung durch die Talfurche gegeben, die dem tiefsten Punkt der Erstarrungsflächen, dem ternären Eutektikum, zustrebt. Stellen wir uns das Raum-

modell als Gebirge vor, in dem die drei Bestandteile Bergspitzen entsprechen, so nimmt die Abkühlung irgend einer Leg. den Weg, den ein Wassertropfen einschlagen würde.

Weil das ternäre Eutektikum oft noch viel tiefer liegt als die drei binären Eutektiken, findet man ternäre (und weiterhin quaternäre oder aus mehr als vier Komponenten bestehende) Legg. als leicht schm. praktisch angewendet.

Wenn von den drei Bestandteilen zwei eine *binäre intermetallische Verb.* zu bilden vermögen, sonst aber entsprechend dem vorher genannten Typus erstarren, wenn also im fl. Zustand vollkommene Mischbarkeit, im festen Zustand dagegen vollkommene Unmischbarkeit herrscht, können wir unser Raummodell durch eine senkrechte Ebene in zwei uns schon bekannte ternäre Grundtypen zerteilen. Diese Ebene geht durch die Konz. der intermetallischen Verb. und die Temp.-Vertikale des Bestandteils, welcher der intermetallischen Verb. gegenüberliegt. Schematisch zeigt dies Fig. 247, aus der sich auch der Verlauf der einzelnen Abkühlungskurven zu jeweils einem der beiden ternären eutektischen Punkte E_6 und E_7 verfolgen läßt. Wie für den Wassertropfen im Raummodell, erweist sich hier die Linie $C—A_m B_n$ als Wasserscheide, die nicht überschritten wird. Es ist also ganz so, wie wenn zwei unabhängige Dreistoffsysteme nebeneinander bestehen würden, bei denen die Verb. $A_m B_n$ entweder an die Stelle von B oder an die von A getreten ist.

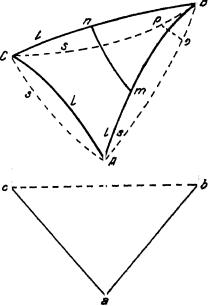



Fig. 248. Schematisches Raummodell eines Dreistoffsystems mit der Erstarrungsfläche einer ununterbrochenen Mischkristallreihe.

Die Erstarrungsoberfläche eines Dreistoffsystems, das eine *ununterbrochene Reihe von Mischkristallen* aufweist, ist eine allmählich gekrümmte Fläche, welche die Erstarrungspunkte der Komponenten verbindet. In der Fig. 248 geht diese **Liquidusfläche** durch die drei Komponenten und die diese verbindenden Liquiduslinien der drei binären Mischkristallsysteme. Ähnlich wird der teilweise noch fl. von dem schon ganz krist. Zustandsraum durch die **Solidusfläche** (von ebenfalls allmählicher Krümmung) getrennt.

Wegen weiterer Einzelheiten über Drei- oder Mehrstoffsysteme muß auf die Arbeiten von Schreinemaker (Z. phys. Ch. 1905. **50**. 169; 1905. **51**. 517; 1905. **52**. 513), die Ausführungen von R. Kremann in: A. Stähler (Hdb. der Arbeitsmethh. in der anorg. Chemie, III, 2. Hälfte, Leipzig 1914, S. 1931 ff.) und andere Angaben in metallographischen Lehrbüchern verwiesen werden.

Die bisher untersuchten Drei- und Vierstoffsysteme von techn. Interesse sind folgende:

Dreistoffsysteme.

Ag-Au-Cu. — E. Jänecke (Metall. 1911. 8. 597); Neubearbeitung von L. Sterner-Rainer (Z. Met. 1926. 18. 143).
Ag-Au-Ni. — Cesaris (Gazz. 1913. **43**. II. 609).
Ag-Au-Te. — Pellini (Gazz. 1915. **45**. I. 469).
Ag-Cu-Fe. — E. Lüder (Z. Met. 1924. **16**. 61).
Ag-Cu-Ni. — Cesaris (Gazz. 1913. **43**. II. 365).
Ag-Cu-Pb. — K. Friedrich und A. Leroux (Metall. 1907. **4**. 293).
Ag-Cu-S. — W. Guertler und E. Lüder (Met. Erz 1924. **21**. 133).
Ag-Fe-S. — W. Guertler und E. Lüder (Met. Erz 1924. **21**. 65).

Ag-Hg-Sn. — R. A. Joyner (Trans. Ch. Soc. 1911. 8. 99); Huijet (J. Ch. Soc. 1913. 103. 2247); G. Tammann und Q. A. Mansuri (Z. anorg. Ch. 1924. 132. 65); G. Tammann und O. Dahl (Z. anorg. Ch. 1925. 144. 16).
Ag-Pb-S. — W. Guertler und E. Lüder (Met. Erz 1924. 21. 173).
Ag-Pb-Sb. — W. Guertler (Forsch. Met. 1923. Heft 1. 8).
Ag-Pb-Sn. — N. Parravano (Intern. Z. Met. 1911. 1. 89; 1912. 3. 15).
Ag-Pb-Zn. — R. Kremann und F. Hofmeier (Sitzb. Wien 1911. [II^b] 120. 283; Monatsh. 1911. 32. 563).
Al-Ca-Si. — G. Doan (Z. Met. 1926. 18. 350).
Al-Cu-Mg. — R. Vogel (Z. anorg. Ch. 1919. 107. 265); W. Fraenkel (Z. Met. 1920. 12. 225); M. L. V. Gayler (J. Inst. Met. 1923. 29. Nr. 1. 507).
Al-Cu-Ni. — K. E. Bingham und J. L. Haughton (J. Inst. Met. 1923. 29. Nr. 1. 71); Ch. R. Austin und A. Murphy (J. Inst. Met. 1923. 29. Nr. 1. 327).
Al-Cu-Sn. — C. A. Edwards und J. H. Andrew (Eng. 1909. 88. 664; Proc. R. Soc. [A] 1909. 82. 568; J. Inst. Met. 1910. 2. 29).
Al-Cu-Zn. — H. C. H. Carpenter und C. A. Edwards (Intern. Z. Met. 1912. 2. 209); Levi-Malvano (Gazz. 1912. 41. II. 292; 1912. 42. I. 352); E. H. Schulz (Met. Erz 1919. 16. 170); V. Jares (Intern. Z. Met. 1919. 10. 1); W. Rosenhain, J. L. Haughton und K. E. Bingham (J. Inst. Met. 1920. 23. Nr. 1. 261); Hanson und Gayler (J. Inst. Met. 1925. 32. Nr. 2. 125).
Al-Fe-Si. — E. Wetzel (Met. B. 1923. 13. 738).
Al-Mg-Si. — W. Sander und K. L. Meißner (Z. Met. 1923. 15. 180; 1924. 16. 15); Hansen und Gayler (J. Inst. Met. 1921. II. 321).
Al-Mg-Zn.. — G. Eger (Intern. Z. Met. 1913. 4. 29); W. Sander und K. L. Meißner (Z. Met. 1923. 15. 180; 1924. 16. 14).
Al-Mo-Ni. — H. Pfautsch (Z. Met. 1925. 17. 125).
Al-Na-Si. — B. Otani (Inst. Met. Herbst 1926; Z. Met. 1927. 19. 166).
Al-Si-Zn. — W. Sander und K. L. Meißner (Z. Met. 1923. 15. 180; 1924. 16. 15).
As-S-Ni. — K. Friedrich (Met. Erz 1913. 10. 662).
As-Sb-Sn. — J. E. Stead und L. J. Spencer (Engng. 1919. Nr. 2811. 663).
B-C-Fe. — R. Vogel und G. Tammann (Z. anorg. Ch. 1922. 123. 225).
Bi-Ca-Cu. — K. L. Meißner (Z. Met. 1922. 14. 176).
Bi-Cd-Pb. — W. E. Barlow (Z. anorg. Ch. 1911. 70. 178; J. Am. Ch. Soc. 1910. 32. 1390).
Bi-Cd-Sn. — A. Stoffel (Z. anorg. Ch. 1907. 53. 137).
Bi-Cd-Zn. — C. H. Mathewson und W. M. Scott (Intern. Z. Met. 1914. 5. 1).
Bi-Cu-Mg. — K. L. Meißner (Z. Met. 1922. 14. 175).
Bi-Cu-Mn. — K. L. Meißner (Z. Met. 1922. 14. 173).
Bi-Cu-Ni. — K. L. Meißner (Z. Met. 1922. 14. 173).
Bi-Cu-S. — K. L. Meißner (Met. Erz 1921. 13. 358).
Bi-Cu-Sb. — N. Parravano und E. Viviani (Gazz. 1910. 40. II. 445; Atti dei Linc. 1910. 19. II. 1068).
Bi-Pb-Sn. — G. Charpy (Contribution à l'étude des alliages, Paris 1901, S. 203); E. S. Shepherd (J. Am. Ch. Soc. 1902. 6. 519).
Bi-S-Te. — M. Amadori (Gazz. 1918. 48. II. 42).
C-Cr-Fe. — K. Daeves (Z. anorg. Ch. 1921. 118. 55); Th. Meierling und W. Denecke (Z. anorg. Ch. 1926. 151. 113).
C-Fe-Mn. — F. Wüst, P. Goerens (Metall. 1909. 6. 3, 538).
C-Fe-P. — F. Wüst sowie P. Goerens und W. Dobbelstein (Metall. 1908. 5. 73, 561).
C-Fe-Sb. — P. Goerens und K. Ellinger (Metall. 1910. 7. 72).
C-Fe-Si. — W. Gontermann (Z. anorg. Ch. 1908. 59. 373).
C-Fe-Sn. — P. Goerens und K. Ellinger (Metall. 1910. 7. 76).
C-Fe-V. — P. Pütz (Metall. 1906. 3. 635).
Cd-Cu-Sb. — A. Schleicher (Intern. Z. Met. 1913. 3. 102).
Cd-Hg-Na. — E. Jänecke (Z. phys. Ch. 1906. 57. 507).
Cd-Hg-Pb. — E. Jänecke (Z. phys. Ch. 1907. 60. 399; 1910. 73. 328).
Cd-Mg-Zn. — G. Bruni, G. Sandonnini und E. Quercigh (Z. anorg. Ch. 1910. 68. 73; 1912. 78. 273).
Cd-Pb-Sn. — A. Stoffel (Z. anorg. Ch. 1907. 53. 137; 1907. 60. 399).
Cd-Pb-Zn. — M. Cook (J. Inst. Met. 1924. 31. Nr. 1. 297).
Cd-Sn-Zn. — R. Lorenz und D. Plumbridge (Z. anorg. Ch. 1913. 83. 228).
Co-Cu-Ni. — M. Waehlert (Diss. T. H. Breslau 1914; Öst. Z. B. H. 1914. 62. 341).
Co-Ni-S. — W. Guertler und H. Schack (Met. Erz 1923. 20. 367).
Co-Pb-S. — W. Guertler und H. Schack (Met. Erz 1923. 20. 365).
Cr-Cu-Mo. — E. Siedschlag (Z. anorg. Ch. 1923. 131. 191).
Cr-Cu-Ni. — Farland und Harder (Am. Inst. Met. 1925); E. Siedschlag (Z. anorg. Ch. 1923. 131. 173).

Cr-Fe-Si. — W. Dennecke (Z. anorg. Ch. 1926. **154.** 178).
Cu-Fe-Mn. — N. Parravano (Intern. Z. Met. 1913. **4.** 187); F. Oestermann (Z. Met. 1925. **17.** 278).
Cu-Fe-Ni. — R. Vogel (Z. anorg. Ch. 1910. **67.** 1).
Cu-Fe-Pb. — W. Guertler (Z. Met. 1923. **15.** 230); W. Guertler und F. Menzel (Z. anorg. Ch. 1924. **132.** 201).
Cu-Mn-Ni. — N. Parravano (Intern. Z. Met. 1913. **4.** 182).
Cu-Mn-S. — K. L. Meißner (Met. Erz 1921. **18.** 438).
Cu-Ni-Pb. — N. Parravano (Gazz. 1912. **44.** II. 375); W. Guertler und F. Menzel (Z. Met. 1923. **15.** 223).
Cu-Ni-Zn. — V. E. Tafel (Metall. 1908. **5.** 343, 375, 413; Diss. Freiberg 1908).
Cu-P-Sn. — L. C. Glaser (Z. techn. Phys. 1926. **7.** 42).
Cu-Pb-S. — K. L. Meißner (Met. Erz 1921. **18.** 145).
Cu-Pb-Sb. — H. Schack (Z. anorg. Ch. 1924. **132.** 265).
Cu-Pb-Sn. — F. Giolitti und M. Marantonio (Gazz. 1910. **40.** I. 51).
Cu-Pb-Zn. — N. Parravano (Gazz. 1914. **44.** II. 475); H. Niclassen (Forsch. Met. **1922.** Heft 7).
Cu-Pt-Sn. — Levi und Malvano (Gazz. 1911. **41.** II. 297).
Cu-S-Sb. — K. L. Meißner (Met. Erz 1921. **18.** 410).
Cu-S-Sn. — K. L. Meißner (Met. Erz 1921. **18.** 466).
Cu-Sb-Sn. — W. Bonsack (Z. Met. 1927. **19.** 107); O. F. Hudson und J. H. Darley (J. Inst. Met. 1920. **24.** Nr. 2. 361).
Cu-Sn-Zn. — S. L. Hoyt (J. Inst. Met. 1913. X. **2.** 235); Erweiterung nach P. Goerens (Lehrb. Met., Halle 1926; Z. Met. 1926. **18.** 277); O. F. Hudson und R. M. Jones (J. Inst. Met. 1915. **14.** Nr. 2. 96); G. Tammann und M. Hansen (Z. anorg. Ch. 1924. **138.** 137).
Fe-Fe_3C-Fe_3Ti. — R. Vogel (Ferr. 1916/17. **14.** 179).
Fe-Mn-Ni. — N. Parravano (Intern. Z. Met. 1913. **4.** 174).
Fe-P-Si. — H. Hanemann und H. Voß (C. Hütt. 1927. **31.** 259).
Fe-Si-V. — R. Vogel und G. Tammann (Z. anorg. Ch. 1908. **58.** 76).
Hg-K-Na. — E. Jänecke (Z. phys. Ch. 1906. **57.** 507).
Hg-Na-Pb. — J. Goebel (Z. anorg. Ch. 1919. **106.** 211).
Mg-Pb-Sn. — A. v. Vegesack (Z. anorg. Ch. 1907. **54.** 367).
Mg-Si-Zn. — W. Sander und K. L. Meißner (Z. Met. 1923. **15.** 180; 1924. **16.** 15).
Mo (verschiedene ternäre Legg.). — W. Guertler (Z. Met. 1923. **15.** 151).
Mo-Ni-Si. — H. Pfautsch (Z. Met. 1925. **17.** 48).
Mo-Ni-Sn. — H. Pfautsch (Z. Met. 1925. **17.** 122).
Mo-S-Sb. — W. Guertler und H. Schack (Met. Erz 1923. **20.** 426).
Na-Pb-Sn. — J. Goebel (Z. anorg. Ch. 1919. **106.** 221).
Ni-Pb-S. — W. Guertler und H. Schack (Met. Erz 1923. **20.** 361).
Ni-Pb-Sb. — W. Guertler (Forsch. Met. 1923. Heft 1).
Ni-S-Sb. — W. Guertler und H. Schack (Met. Erz 1923. **20.** 162).
Pb-S-Sb. — W. Guertler und H. Schack (Met. Erz 1923. **20.** 427).
Pb-Sb-Sn. — E. Heyn und O. Bauer (Verh. Bef. Gew., Beiheft Febr. 1914); R. Loebe (Metall. 1911. **8.** 7, 33); Campell (Metall. 1912. **9.** 422).
Pb-Sb-Zn. — G. Tammann und O. Dahl (Z. anorg. Ch. 1925. **144.** 1. 587).
Pb-Sn-Zn. — M. Levi-Malvano und O. Ceccarelli (Gazz. 1911. **41.** II. 269).

Vierstoffsysteme.

Ag-Au-Cu-Ni. — N. Parravano (Gazz. 1914. **44.** II. 279).
Ag-Cu-Pb-S. — W. Guertler und E. Lüder (Met. Erz 1924. **21.** 355).
Ag-Cu-Fe-S. — W. Guertler und E. Lüder (Met. Erz 1924. **21.** 329).
Al-Cu-Mg-Si. — M. L. V. Gayler (J. Inst. Met. 1923. **30.** Nr. 2. 139).
Al-Mg-Si-Zn. — W. Sander und K. L. Meißner (Z. Met. 1923. **15.** 180; 1924. **16.** 12).
Al-Mg-Sn-Zn. — W. Sander und K. L. Meißner (Z. Met. 1923. **15.** 180).
Bi-Cd-Pb-Sn. — N. Parravano und G. Sirovich (Gazz. 1911. **42.** I. 630).
Cu-Fe-Mn-Ni. — N. Parravano (Gazz. 1912. **42.** II. 589).

e) Schwinden.

Das Schwinden, d. h. die Zusammenziehung einer Leg. beim Erstarren, kommt namentlich in der Gießerei in Betracht. Bei sehr hohem Schwinden werden die Abgüsse nach Modellen wesentlich kleiner; besonders leicht entstehen Spannungen, selbst Risse beim Erstarren in den Formen. Auch können sich beim Erstarren durch das

Schwinden im Inneren der Gußstücke Hohlräume, L u n k e r, bilden, besonders an starken Querschnittsübergängen. An diesen erstarrt der dünnere Teil, auch im Innern, früher und saugt dabei den noch fl. Rest des dickeren oberen Teils nach. Deshalb bringt man beim Formen, um dichte Gußstücke zu erhalten, große v e r l o r e n e K ö p f e, auch S a u g t r i c h t e r genannt, an. Um die Lunkerbildung einer Leg., die auch von der Gießtemp. abhängig ist, zu untersuchen, werden eigene Probestücke, meist Flanschen von 50 mm Dicke, an dünnwandige Rohre angegossen.

Ein gesetzmäßiger Einfluß einzelner Metalle auf das Schwinden konnte bisher noch nicht festgestellt werden. Die Gießtemp. beeinflußt die lineare Größe der Schwindung. Beim Gießen unter hohem Druck, wie beim Spritzguß in gekühlten Formen, ist das Schwinden beim Erstarren nicht erheblich. Die Größe des linearen Schwindmaßes (das räumliche, kubische, Schwindmaß ist praktisch gleich dem dreifachen linearen) der wichtigsten Metalle und Legg. zeigt folgende Tabelle, teilweise nach O. B a u e r (Mitt. Matprfg. 1923. **14.** Heft 1 u. 2); s. a. F. W ü s t (Metall. 1909. **6.** 796) und über die Einw. von Zusätzen auf Kupfer-Zinn-Bronzen H. v. M i l l e r (Metall. 1912. **9.** 64):

Metall oder Leg. in prozent. Zus.	Gießtemp.	Lineares Schwindmaß in Prozent bei	
		Sandguß	Schalenguß
Al	—	∾ 1.800	—
„ 99.7%ig	—	1.780	—
„ 99.3%ig, 0.3 Si, 0.4 Fe	660	1.600	1.825
Al-Cu mit 8 Cu und 1 Mg	—	1.310	—
„ „ 12 Cu	—	1.250	—
„ „ 15 Cu und 1 Mg	—	1.210	—
Al-Si mit 7 Si	—	1.110	—
„ „ 11—14 Si (= Silumin)	—	∾ 1.000	—
Al-Zn mit 10 Zn	—	1.610	1.720
„ „ 20 Zn	—	1.420	1.570
„ „ 30—50 Zn	—	∾ 1.300	∾ 1.370
„ „ ∾ 78 Zn	—	1.120	1.240
„ „ ∾ 97.5 Zn	—	1.060	1.210
Bi	—	0.29—0.38)	—
Bronzen mittlerer Zus.	—	1.40—1.60	—
Cu	—	∾1.30—1.50	—
„ mit 0.35 Fe	—	1.420	—
„ elektrol., 99.95 Cu, 0.05 P	1180	1.850	—
	1150	—	2.042
Duralumin, 94.8 Al, 3.5 Cu, 0.5 Mg, 0.5 Mn, 0.4 Fe, 0.3 Si	650	1.335	1.516
Duranametall (ML), 59.0 Cu, 40.39 Zn, 0.4 Fe, 0.2 Pb, 0.01 P	1050	1.641	2.000
Flußeisen (Mitis- und Stahlguß)	—	0.86—2.00	—
Glockenbronze, ∾ 75 Cu, 25 Sn	—	1.540	—
Grauguß für leichte Stücke	—	1.00—1.25	—
Grauguß für mittlere Stücke	—	0.70—0.80	—
Grauguß für schwere Stücke, längs	—	0.800	—
Grauguß für schwere Stücke, quer	—	0.400	—
Kanonenmetall, 90 Cu, 10 Sn	—	0.75—1.25	—
Kupfernickel, 79.70 Cu, 20.0 Ni, 0.25 Mn, 0.05 Mg	1250	2.083	2.292
Kunstbronze 80 Cu, 10 Sn, 10 Zn	—	1.330	—
Kunstbronze 90 Cu, 6 Sn, 4 Zn	—	1.600	—
Lagerbronze 75 Cu, 11 Sn, 1 Zn, 13 Pb	1120	1.375	1.416
Lagerbronze 80.25 Cu, 14 Sn, 4.5 Zn, 1.25 Pb	1120	1.425	1.541
Maschinenbronze 87 Cu, 8.6 Sn, 4.3 Zn	1120	1.400	1.530
Maschinenbronze 87 Cu, 3 Sn, 8 Zn, 2 Pb	—	1.760	—
Maschinenbronze 82 Cu, 6 Sn, 12 Zn	—	1.300	—

Metall oder Leg. in prozent. Zus.	Gießtemp.	Lineares Schwindmaß in Prozent bei	
		Sandguß	Schalenguß
Messing: 72 Cu, 27.84 Zn, 0.10 Pb, 0.05 Fe, 0.01 P	1050	1.763	1.866
Messing: 62 Cu, 37.84 Zn, 0.10 Pb, 0.05 Fe, 0.01 P	1050	1.466	1.776
Messing: 58 Cu, 47.84 Zn, 0.10 Pb, 0.05 Fe, 0.01 P	1010	1.408	1.938
Messing: 58 Cu, 39.20 Zn, 2.50 Pb, 0.20 Fe . . .	1010	1.675	2.225
Modellmetalleg., 71.2 Pb, 15 Sb, 13.8 Bi	–	0.200	
Monel-Metall, 67 Ni, 28 Cu, 5 Fe (+ Mn + Si u. C) . .	~1450	~2.000	
Neusilber: 62 Cu, 25.62 Zn, 12 Ni, 0.25 Mn und je etwa 0.04 P, Pb, und Fe	1120	1.825	2.000
Neusilber: 62 Cu, 22 Zn, 16 Ni	–	2.050	–
Neusilber: 57 Cu, 23 Zn, 20 Ni		2.032	–
Neusilber: 52 Cu, 22 Zn, 26 Ni	...	2.050	
Neusilber: 46 Cu, 18 Zn, 36 Ni		1.930	
Ni, 99%ig, 0.3 Mn, 0.1 Mg	1530	1.986	1.681
Pb, Hüttenweichblei mit 99.90 Pb, Spuren Ag, Sb u. Fe	370	0.750	0.942
Pb-Sb mit 19 Sb	–	0.540	
Pb-Sb „ 15 Sb	–	0.560	–
Pb-Sn mit 18 Sn	—	0.560	
Pb-Sn „ 70 Sn	—	0.440	..
Pb-Sn „ 81 Sn	—	0.500	—
Phosphorbronze, 92.0 Cu, 7.75 Sn, 0.25 P	1150	1.350	1.445
Sb mit 0.34 Sn, 1.3 Fe, 0.56 Cu	—	0.29–0.66	– –
Sn, Banca- mit 99.85 Sn, Spuren Pb, Fe und Sb . .	280	0.225	0.693
Sn-Zn mit 51 Sn	–	0.500	– –
Sn-Zn „ 95 Sn	–	0.490	–
Tombak, 90.0 Cu, 9.93 Zn, 0.01 P	1060	2.016	2.075
Weißmetalle für Lagerschalen	—	– –	0.42–0.55
Zn, Feinzink mit 99.8 Zn, 0.10 Pb, 0.05 Cd, 0.05 Fe	470	1.096	1.611

8. Farbe.

Die Farbe der Legg. ist meist eine Art Mischfarbe aus den Farben ihrer Bestandteile. Doch kommen auch hier, wie bei den anderen Eigenschaften der Legg., unregelmäßige Sprünge vor. Die gelbe Farbe der Cu-Zn-Legg. sollte nach der Mischungsregel von Rot und Weiß einen rötlichen Ton haben. Messing mit etwa 25 % Zn ist aber hellgelb, solches mit 40–45 % Zn dunkelgelb, solches mit 60 % Zn schmutzig graugelb. Bei Au werden durch Verschm. mit Cd, Pd oder Ag gelbgrüne, mit Cu gelbrote, mit allen anderen Metallen meist unscheinbare graue Legg. erzielt. Die Farbentönung einer Leg. hängt sehr von der Oberflächenbearbeitung ab. So hat die Bruchfläche meist ein anderes Aussehen wie eine befeilte oder polierte Fläche. Der Einfluß auf die Färbung, der durch gleiche Gewichtsmengen der verschiedenen Metalle hervorgerufen wird, ist verschieden. Im allgemeinen ist die Wirkung derselben Gewichtsmenge eines Metalls von niederem At.-Gew. größer als die eines von hohem. Durch den Zusatz eines dritten oder vierten Metalls wird die Farbenbeeinflussung meist noch verstärkt. Im Kunstgewerbe werden die Oberflächen der Legg. durch teilweises Herauslösen der Legierungsbestandteile, das sogenannte Beizen, oder durch Metallfärben auf chem. oder elektrol. Wege verändert, um den meist halb oder auch ganz fertigen Gegenständen ein schöneres Aussehen zu geben.

Über die Abhängigkeit der Farbe der Legg. von der Konstitution läßt sich folgendes sagen: Treten in einer Legierungsreihe keine intermetallischen Verbb. auf, so kann man die Farbe mit ziemlicher Sicherheit aus dem Erstarrungsschaubild voraussagen, denn in Mischkristallreihen sowie in Legg., die aus mindestens zwei Kristallarten der reinen Bestandteile bestehen, herrscht eine Mischfarbe. Nur intermetallische Verbb. zeigen häufig unerwartete Färbungen, die umso kräftiger sind, je größer die

chemische Affinität der Bestandteile ist. Diese Färbungen sind meist gelb, aber auch grün, blau und violett. Cu, Au und Ag ergeben die am lebhaftesten gefärbten intermetallischen Verbb. Doch sind auch blaue der Alkalimetalle und des Ammoniums bekannt. Bemerkenswert sind die 50 At.-% Ag enthaltenden Legg. des Zn und Cd, die bei schnellem Abkühlen rot ausfallen. Hier zeigt sich der enge Zusammenhang des Ag mit den zwei einzigen stark gefärbten Metallen, dem Au und Cu. Für die Schmuckwarenindustrie dürfte vielleicht die Mitteilung von W. Guertler (Z. Met. 1919. **10**. 62) von Interesse sein, daß Fe durch einen Zusatz von Os-Ir blau gefärbt wird. Alle anderen blauen Legg. sind für jene Verw. meist zu spröde, weil sie fast ausschließlich aus intermetallischen Verbb. bestehen.

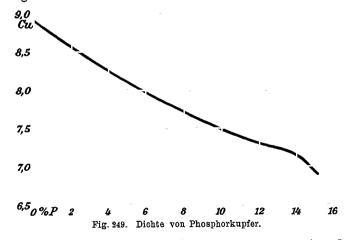
Auch die Abkühlungsgeschwindigkeit kann die Farbe der Legg. beeinflussen. So ist eine 50 At.-% Zn enthaltende Cu-Leg. nach schneller Abkühlung rot, nach langsamem Erkalten dagegen gelblich. Letztere Färbung ist eine Folge des Zerfalls der nur bei höherer Temp. beständigen Verbb. Cu-Zn. Ähnlich ist es bei den oben erwähnten Zn- oder Cd-Ag-Legg.

Durch mech. Bearbeitung und durch Ausglühen erhält man nach G. Tammann (Göttinger Nachr. **1917**. 373) bei der Mischkristallreihe Ag-Au-Cu in einem bestimmten Konz.-Gebiet einen Farbenumschlag von Weißgrün zu Gelbgrün.

9. Dichte und Volumen.

a) Verhältnisse bei gewöhnlicher Temperatur.

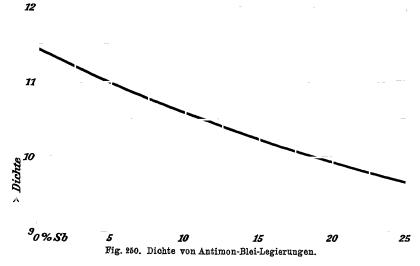
Die *Dichte* (D.) der Legg. ist durch eine Art Mischungsregel, die Matthiessen in die Formel $D. = 100 : (A/a + B/b)$ (A, B = Prozentgehalt an den Metallen; a, b = deren SG. = D.) kleidete, annähernd zu berechnen. Die Verss. ergeben indes meist größere oder kleinere Abweichungen. In der Regel findet eine Zusammenziehung statt; doch kann die D. auch kleiner werden, als die Berechnung ergibt. Die Art der Bearbeitung ist ebenfalls von einem, wenn auch praktisch meist zu vernachlässigenden Einfluß auf die Dichte. Sie wird durch Kaltbearbeitung ver-

Fig. 249. Dichte von Phosphorkupfer.

mindert (vgl. E. Heyn und O. Bauer, Z. Met. 1911. **1**. 16), sofern dadurch nicht etwa kleine Hohlräume zusammengepreßt werden. Dagegen bringt Ausglühen wieder die normale D. hervor. Aus der D. läßt sich das Gew. der Gußstücke berechnen und anderseits auf Hohlräume in ihnen schließen. Bei einzelnen Legierungsreihen kann man auf Grund einer Best. der D. die prozentuale Zus. ermitteln. Leider liegen in dieser Hinsicht noch nicht genügende Unterss. vor.

Einige Schaubilder zeigen die Fig. 249—251 (Fig. 249 Dichte von Phosphor-

kupfer nach Heyn und Bauer, Mitt. Matprfg. 1906. 24. 93; Fig. 250 von Antimonblei nach Rosset und Krupp bei A. Krupp, Die Legg., S. 299; Fig. 251 von verschiedenen binären Legg. nach Literaturangaben aus Landolt-Börnstein, Phys.-chem. Tabellen, 5. Aufl., 1923, und Verss. des Verfassers).

Große Unterschiede im SG. von Metallen erschweren beim Legieren oft die Vereinigung. Auch können beim Schmelzen oder langsamen Erstarren Trennungen nach

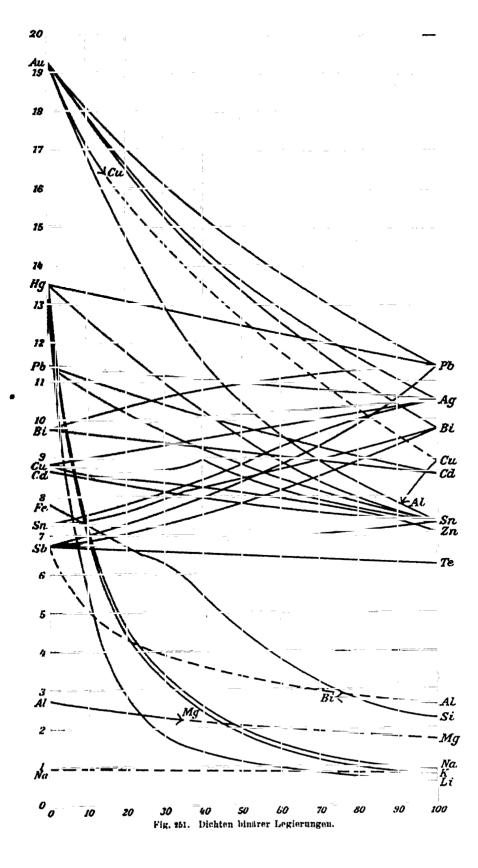
Fig. 250. Dichte von Antimon-Blei-Legierungen.

dem SG. erfolgen. Diese Erscheinung gibt dann zu unliebsamen Seigerungen Anlaß, wie bei Lagermetallen und besonders beim Hartblei (Pb-Sb-Legg.).

Das *spezifische Volumen* ist der reziproke Wert der D. Durch einfache Division lassen sich daher diese Werte ineinander überführen. Das SV. zeigt, besonders wenn Schaubilder von Legierungsreihen mit Atomprozenten aufgetragen werden, charakteristische Änderungen. Einige Werte des SV. berechnen sich (Landolt-Börnstein) nach:

Ag-Au:	0.05191 + 0.0004309 × % Ag	Matthiessen (P. 1860. 110. 36) und Maey (Z. phys. Ch. 1901. 38. 295),
Ag-Bi:	0.0955 + 0.000063 × % Bi	Holzmann (P. 1860. 110. 33) und Maey.
Ag-Cu:	0.0948 + 0.000169 × % Cu	Karmarsch (D. 1877. 226. 335) und Maey.
Ag-Pb:	0.08791 + 0.000076 × % Ag	Matthiessen und Maey.
Au-Cu:	0.05191 + 0.000605 × % Cu	Roberts (Proc. R. Soc. 1875. 23. 481) und Maey.
Au-Sn:	0.05191 + 0.000852 × % Sn	Holzmann und Maey.
Bi-Cd:	0.10181 + 0.0001373 × % Cd	Matthiessen und Maey.
Bi-Sb:	0.10181 + 0.0004715 × % Sb	Holzmann und Maey.
Bi-Sn:	0.10181 + 0.000353 × % Sn	Carty (P. 1860. 110. 29) und Maey.
Cd-Pb:	0.08791 + 0.0002763 × % Cd	Holzmann und Maey.
Cd-Sn:	0.11554 + 0.0002156 × % Sn	Matthiessen und Maey.
Hg-Pb:	0.07368 + 0.0001422 × % Pb	Matthiessen und Maey.
Hg-Sn:	0.07366 + 0.0006345 × % Sn	Holzmann und Maey.
Ir-Pt:	0.04461 + 0.000019 × % Pt	Devilleu. Debray (C. r. 1875. 81. 839) u. Maey.
Pb-Sb:	0.08791 + 0.0006106 × % Sb	Matthiessen und Maey.
Pb-Sn:	0.08811 + 0.00049 × % Sn	Long (P. 1860. 110. 31) und Maey.
Sb-Sn:	0.13710 + 0.0001187 × % Sb	Long (P. 1860. 110. 27) und Maey.
Sn-Zn:	0.13710 + 0.00004 × % Zn	Maey.

Für die Volumenänderungen in binären Legierungsreihen lassen sich folgende allgemeine Regeln aufstellen:

1. Bei einer ununterbrochenen Reihe von Mischkristallen zeigen die Vol.-Änderungen nahezu lineare Abhängigkeit von der Konz.

Fig. 251. Dichten binärer Legierungen.

2. Eine ganz ähnliche Abhängigkeit finden wir in Legg., die lediglich ein Konglomerat der beiden krist. Komponenten sind.

3. Wenn Legg. komplizierteren Aufbau besitzen, zeigt die Vol.-Konz.-Kurve immer dann Knickpunkte, wenn eine neue Phase hinzukommt.

4. Sowie in einer Legierungsreihe eine oder nacheinander mehrere intermetallische chem. Verbb. auftreten, finden wir bei den betreffenden Konzz. die stärksten Abweichungen von den nach der Mischungsregel ber. Werten. Das SV. der Verbb. ist meist kleiner, z. B. bei 70.8 Ag, 29.2 Sn ($= Ag_3Sn$) um 5 Vol.-%, bei 40.0 Fe und 60.0 Sb ($= Fe_3Sb_2$) um 19 Vol.-%. Doch kann es auch größer sein. So zeigt die Verb. AlSb mit 82 Al und 18 Sb eine Vol.-Zunahme von 24 % gegenüber dem nach der Mischungsregel ber. Wert; die Verb. Sb_2Zn_3 mit 55.0 Sb und 45.0 Zn eine von 5 Vol.-%. Weitere Angaben siehe: C. H. Desch-Caspari (Metallographie, Leipzig 1914, S. 138).

Die Ermittlung des SG. (oder SV.) einer Legierungsreihe kann bei der Erforschung der Konstitution zwar sehr wertvoll werden, liefert aber keine eindeutigen Ergebnisse, weil man durch sie nicht einfache Mischungen von Mischkristallreihen unterscheiden kann. Auch chem. Verbb. müssen sich nicht durch Knickpunkte auf der Vol.-Konz.-Kurve anzeigen, wenn dieser Fall auch häufiger eintritt. Ein Knickpunkt gibt lediglich an, daß bei dieser Konz. eine neue Phase erscheint.

Wie alle festen Stoffe dehnen sich die Metalle und Legg. beim Erwärmen aus, ihr SV. steigt (ihr SG. sinkt). [Näheres im Abschnitt b).] Bei hohen Tempp., besonders auch bei fl. Metallen und Legg., sind genaue Bestt. des SG. schwierig auszuführen. Doch liegen in den Unterss. von K. Bornemann und seinen Mitarbeitern (Z. Met. 1922. **13**. 145, 254, 329, 457) sowie in denen von F. Sauerwald, H. Allendorf und P. Landschütz (Z. Met. 1924. **16**. 228; Z. anorg. Ch. 1924. **135**. 327) schon nähere Angaben vor. „Das Volumen" erfuhr die neueste Bearbeitung durch W. Guertler und G. Masing (II. Bd. der Metallographie von W. Guertler, Berlin 1924).

b) Die thermische Ausdehnung metallischer Stoffe und die Volumenänderungen bei Umwandlungspunkten.

Beim Erhitzen vergrößern die Stoffe ihr Vol. Bei festen bezieht man die durch 1° Temp.-Erhöhung bewirkte Vergrößerung meist auf die Längeneinheit. Diese linearen thermischen *Ausdehnungskoeffizienten* nehmen mit steigender Temp. etwas zu. Für die Berechnungen verwendet man meist den Mittelwert der Ausdehnung zwischen 0 und 100°, den mittleren linearen Ausdehnungskoeffizienten. Näherungsweise ist der kubische Ausdehnungskoeffizient gleich dem dreifachen linearen.

Für die Praxis ist die verhältnismäßig große Wärmeausdehnung der metallischen Stoffe von großer Bedeutung, weil sich durch sie bestimmte innere Spannungszustände mit Sicherheit erreichen lassen, wie z. B. beim Aufschrumpfen von Ringen auf hoch beanspruchte Rohre u. dgl. Auch sehr fest haftende Verbindungen werden durch das Heißaufziehen von Hohlkörpern hergestellt; z. B. werden die Radreifen der Eisenbahnfahrzeuge warm (mit bestimmter Temp.!) auf das Rad aufgezogen u. dgl. m. Starke örtliche Erhitzung eines Metallteils führt zu Formänderungen und Spannungen, die so groß werden können, daß Risse auftreten (Wärmespannungen). Dies kann z. B. bei Schnelldrehstahl leicht geschehen, wenn er zu schnell auf 600° angewärmt wird. Dabei dehnen sich die äußeren Schichten schneller aus als die inneren Teile, weil infolge der starken Legierungszusätze die Wärmeleitfähigkeit stark erniedrigt ist. Die Bimetall-Thermometer und die meisten Thermoregulatoren benutzen die ungleiche Wärmeausdehnung zweier verschiedener Metalle, Legg. oder eines anderen mit diesen verbundenen festen Körpers. Kom-

Wichtigste lineare Ausdehnungskoeffizienten.

Metall oder Legierung Prozentische Zusammensetzung	Linearer Wärmeausdehnungskoeffizient $\alpha \times 10^{-6}$ bei mittl. Temp. (0—100°)	bei verschiedenen Tempp. t°	 $\alpha \times 10^{-6}$
Ag	20	40	19.21
Al	23.8	40	23.13
Alneon	∾ 23	20—300	25.0
Au	14.7	—	—
Bi	13,16	—	—
Bronze: 99 Cu + 1 Al	—	20—90	14.9
Bronze: 91 Cu + 10 Al	—	20—90	15.7
Bronze: 86.3 Cu + 9.7 Sn, 4 Zn	—	40	17.82
Cd	30	40	30.69
Co	13	40	12.36
Cr	90	—	—
Cu	18	0—300	18.83
Fe	12	— 78 bis + 25	11.10
„	—	0—300	14.69
„	—	500—600	16.00
Fe-Mn (86 : 14)	—	1000	24.5
Fe-Ni: 70 : 30	—	20	5.04
Fe-Ni: 64 : 36 (Invarstahl)	0.0	20	0.00
Fe-Ni: 50 : 50	—	20	9.92
Fe-Ni: 30 oder 80 : 70 oder 20	—	20	∾ 12
Gußeisen, grau	∾ 11	1000	17.50
„ „	—	720—950	33.30
Hg	90	—	—
Ir	7	—	—
K	83	—	—
Konstantan	—	0—30	45.70
Li	60	—	—
Magnalium (12.7 Mg)	—	0—40	23.8
Messing (71 Cu, 29 Zn)	19.06	—	—
Mg	27	40	26.94
Mn	22	—	—
Mo	5	—	—
Na	72	—	—
Neonalium	∾ 20	20—300	22.0
Neusilber	18.36	—	—
Ni	14	40	12.79
Pb	29	40	29.24
Pb (fl.)	—	327—357	43
Pd	12	—	—
Pt	8.84	—	—
Rh und Ru	9	—	—
Sb	11.58	—	—
Si	7.7	—	—
Sn	22	40	22.34
Ta	8	—	—
Tl	30	—	—
W	4	—	—
Zn	26	40	29.18

Vgl. a. A. Schulze (Die thermische Ausdehnung) in W. Guertler (Metallographie Bd. II, Lfg. 2, Berlin 1926).

pensationen von Uhrpendeln oder Unruhen werden durch entsprechende Vereinigung zweier metallischer Stoffe gewonnen, wenn man es nicht vorzieht, sie aus Invarstahl anzufertigen, dessen Wärmeausdehnung kaum meßbar ist. Diese Fe-Ni-Leg. dient deshalb auch für Normalmaßstäbe u. ä.

Bei Verbrennungskraftmotoren spielt die Wärmeausdehnung der Kolben und Zylinder eine wichtige Rolle, besonders seit man die höhere Wärmeleitfähigkeit der Leichtmetallkolben neben dem geringeren Gewicht der bewegten Massen anwendet. Die folgende Zahlentafel gibt einen Überblick nach noch unveröffentlichten Unterss. von M. v. Schwarz und nach H. Steudel (Werkstoffhandbuch, Nichteisenmetalle, Berlin 1927, J 6):

Legierung	Chemische Zusammensetzung in Proz.							D.	$\alpha \times 10^{-6}$ (20—300°)	Wärmeleitfähigkeit cal / cm. sek. Grad
	Al	Cu	Si	Fe	Mn	Ni	Mg			
Al-Leichtkolben	Rest	12—16	∽ 0.3	∽ 0.6	—	—	bis 0.5	3.1	23—25	0.33—0.40
KS-Leichtkolben . .	„	∽ 16	∽ 0.4	∽ 0.7	—	∽ 0.3	∽ 0.3	3.1	∽ 23	0.33—0.36
KS 245-Leichtkolben . .	„	∽ 4.5	∽ 12	∽ 0.7	∽ 1	∽ 1.5	∽ 0.7	2.8	∽ 21	∽ 0.41
Alusil . . .	„	∽ 1	∽ 21	∽ 0.7	—	—	—	2.5	∽ 17	∽ 0.40
Supra . . .	„	∽ 5	∽ 19	∽ 0.7	∽ 2	—	—	2.7	∽ 18	∽ 0.40
Duralumin, heiß gepreßt .	„	∽ 4.2	∽ 0.4	∽ 0.4	∽ 0.6	—	∽ 0.5	2.8	∽ 25	∽ 0.40
Elektron, heiß gepreßt .	8—10	—	2—3	—	—	—	Rest	1.8	∽ 26	0.32—0.38
Grauguß, hochwertig .	3.3 C	—	∽ 2	∽ 94	∽ 0.7	—	—	7.3	∽ 11—14	∽ 0.14

Weitere Werte bringen P. Hidnert und W. T. Sweeney (Sc. Pap. Stand. 1925. **20**. 483):

Legierung	Proz. Al	$\alpha \times 10^{-6}$ zwischen 20 und 100°	20 und 200°	20 und 300°
Al-Cu	87—95	22.2—24.6	23.6—26.8	26.4—29.2
Al-Mn	96—98	23.1—23.8	24.2—25.7	25.5—26.9
Al-Si	87—95	19.2—22.2	20.2—23.2	22.2—24.8
Al-Zn	5—86	24.3—33.3	27.3—37.2	28.3—40.7[1])
Al-Cu-Mn	96—98	23.1—23.8	24.2—25.7	25.5—26.9
Al-Cu-Si	84—94	20.4—23.4	21.3—23.9	22.1—22.4
Al-Cu-Mn-Si	84—94	20.4—23.4	21.3—23.9	22.1—22.4
Duralumin	94—95	21.9—23.8	22.9—26.0	24.7—26.9
Verilit	95.5	23.2	24.2	25.8

[1]) Zwischen 20 und 250°.

Die *Volumenänderungen* (bei konstantem Druck) *in Abhängigkeit von der Temp.* ergibt das schematische Schaubild in Fig. 252. Nach dem Verlauf der Kurve nimmt der Wärmeausdehnungskoeffizient mit steigender Temp. zu. Einer Zustandsänderung entspricht ein treppenstufenartiger Sprung. Der in Fig. 252 zeigt an, daß bei der Schmelz- oder Umwandlungstemp. eine plötzliche Zunahme des Vol. auftritt. Die punktierte Verlängerung des Kurvenastes Z_f geht durch den abs. Nullpunkt.

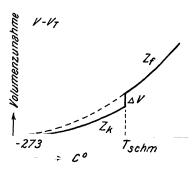



Fig. 252. Abhängigkeit der Volumänderungen von der Temperatur.

Die Metalle zeigen, bis auf Bi, Fe und Si, beim Schmelzen Volumenzunahmen. Sie betragen (neuste Angaben von A. Schulze, Z. Met. 1927. **19**. 274) in Prozent:

Ag	Al	Au	Bi	Cd	Cs	Cu	Fe
5.0	6.3	5.2	—3.3	4.7	2.7	4.1	—5.5
Hg	**K**	**Na**	**Pb**	**Sb**	**Si**	**Sn**	**Zn**
3.8	2.8	2.5	3.4	1.4	neg.	2.8	6.5

In den einzelnen Gruppen des periodischen Systems der Elemente nimmt die Vol.-Änderung beim Schmelzen mit steigendem At.-Gew. ab (vgl. M. Toepler, A. Phys. 1894. **53.** 343). Wenn die Schmpp. nicht zu hoch liegen, können die Vol.-Änderungen mit Hilfe eines Dilatometers leicht und genau gemessen werden. So lassen sich auch die Tempp. der Schmpp. oder Umwandlungspunkte feststellen und die Ausdehnungskoeffizienten in verschiedenen Temp.-Bereichen ermitteln.

Das Dilatometer kann ferner zur Erforschung der Konstitution von Legg. benutzt werden, denn die Temp.-Dichte-Kurven zeigen denselben Verlauf wie die Abkühlungskurven. Sie sind in Fig. 253 für verschiedene Verhältnisse schematisch wiedergegeben. Die bei der Umwandlung des Ni auftretende Längenänderung wurde von E. Jänecke (Z. phys. Ch. 1915. **90.** 322) in sinnreicher Weise zur genauen Feststellung der Umwandlungstemp. benutzt, indem der von einem Stab ausgeübte Druck bei den verschiedenen Tempp. in einer Druckpresse gemessen wurde. Besonders bei der Unters. legierter Stähle und der Leichtlegg. leisten die Dilatometer wertvolle Dienste. P. Chevenard (Rev. Mét. 1920. **17.** 687; vgl. a. J. Driessen, Ferrum **1915.** 27) hat wohl das beste dieser Geräte beschrieben. Neueste Arbeiten von M. Haas (Z. Met. 1927. **19.** 404; Vortrag auf der Werkstofftagung, Berlin 1927; Inst. Met. 1928).

Um die *Abhängigkeit des SV. von Konz. und Temp.* bei Legg. leichter überblicken zu können, muß man zum Raummodell greifen. Seine Flächen zeigen große Ähnlichkeit mit denen für den Wärmeinhalt. In ununterbrochenen Mischkristallreihen

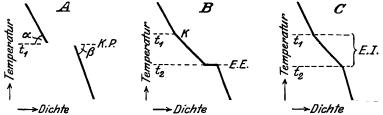



Fig. 253. Schematische Temperatur-Dichte-Schaubilder von verschiedenen Legierungen.
A Kristallisation eines reinen Metalls oder einer eutektischen Legierung; *B* Erstarrung einer übereutektischen Legierung; *C* Erstarrungsintervall eines Mischkristalls.

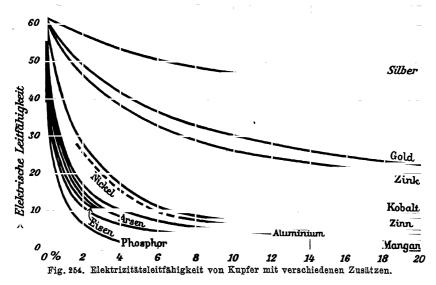
findet man bei mittleren Konzz. meist die erheblichsten Abweichungen von den Mittelwerten der Wärmeausdehnungskoeffizienten der Bestandteile. Legg. dagegen, die aus einem Haufwerk der Kristalle der Bestandteile bestehen, zeigen meist sehr genaue Übereinstimmung der nach der Mischungsregel zu berechnenden Ausdehnungskoeffizienten für die verschiedenen Konzz.

Für die Gießereipraxis von großer Bedeutung sind die Längen- oder Vol.-Änderungen, welche die Gußstücke unmittelbar beim und nach dem Erstarren erfahren. Eine Meßvorrichtung dafür wurde von Barus (Phil. Mag. 1893. [5] **35.** 173) angegeben. Sehr wertvoll sind die Stoffe, die sich beim Erstarren etwas ausdehnen, wie graues Gußeisen, Wismut und einzelne seiner Legg., weil sie dadurch die Formen sehr genau und scharf ausfüllen. Die wismuthaltigen Klischiermetalle werden deshalb so besonders geschätzt. (Vgl. a. die Modell-Leg. in der alphabetischen Übersicht.)

10. Leitungsvermögen für Wärme und Elektrizität.

Das Leitvermögen für Wärme und Elektrizität ist umso größer, je weniger ein Metall mit anderen legiert ist. Nur in wenigen Fällen, in denen die Legierungsbestandteile unvermischt nebeneinander bestehen, läßt sich die Leitfähigkeit, wie Le Chatelier (Rev. gén. Sc. 1895. **6.** 529) vermutete, aus der Mischungsregel ber. Bei Legg., die Mischkristalle sind, nimmt die Leitfähigkeit schon durch kleine Zusätze des den Mischkristall mitbildenden Metalls sehr stark ab. Es wäre also ein vergebliches

Streben, eine Leg. zu finden, die besser leitet als reines Cu oder Ag. Doch ist die Kenntnis des Einflusses, den die einzelnen Metallzusätze auf die Leitfähigkeit ausüben, von großem Interesse, da man auch mech. gut geeignete Legg. (z. B. für Telephon-, Licht- und Telegraphenleitungen) herzustellen trachtet, die noch eine günstige el. Leitfähigkeit besitzen. Fig. 254 zeigt nach W. Guertler (Z. anorg. Ch. 1906. **51.** 397) die Einflüsse verschiedener Metalle auf die el. Leitfähigkeit von Cu.

Fig. 254. Elektrizitätsleitfähigkeit von Kupfer mit verschiedenen Zusätzen.

Als spezifisches **Wärmeleitungsvermögen** (λ) bezeichnet man die bei 1° Temp.-Unterschied in 1 sek durch einen Würfel von 1 cm³ gehende Wärmemenge in cal. Absolute Wärmeleitfähigkeit: $\lambda_t = \lambda_0 (1 + \alpha t)$. Relative Wärmeleitfähigkeit (r) ist die auf Ag = 100 bezogene. Absolute Temperaturleitfähigkeit: a^2 ($cm^2\ sek^{-1}$) $= \lambda$: (Dichte $\times$ spez. Wärme). Ihr Temp.-Koeffizient (β) ergibt sich nach $a_t{}^2 = a_0^2 \text{ abs} (1 + \beta t)$.

Die wichtigsten Werte der *Wärmeleitfähigkeit* von *Metallen* sind (teilweise nach Landolt-Börnstein, Tabellen, 5. Aufl., S. 1289):

Metall	Temp.	λ	r
Ag 99.98%ig . .	18	1.006	100
Ag 99.98%ig . .	100	0.992	—
Ag 99.90%ig . .	18	0.974	—
Al käuflich . .	— 252	0.379	—
Al " . .	0	0.461	—
Al mit 0.51 Fe, 0.14 Si, gegossen . . .	30	0.444	44.1
Al bei 450° geglüht . .	30	0.478	—
Al geschmiedet, kalt gezogen	30	0.492	—
Al dann bei 500° geglüht . .	30	0.495	—
Al mit 0.4 Fe, 0.1 S . .	100	0.46	—
	200	0.46	—
	300	0.46	—
Al 99%ig . . .	— 160	0.514	—
Al 99%ig . . .	18	0.504	50
Al 99%ig . . .	600	1.01	—
Al 99.7%ig . .	100	0.53	—
	200	0.535	—
	300	0.54	—
	400	0.545	—
Au 99.99%ig . .	— 253	3.6	—
Au 99.99%ig . .	0	0.744	—
Au rein	18	0.700	70
Au sehr rein . .	17	0.705	70.1
	100	0.701	—
Bi elektrol., gegossen . .	— 190	0.062	—
	0	0.024	2.4
Bi feinkristsch. . .	— 183	0.023	—
Bi " .	0	0.016	1.6
Bi Einkristall ∥ zur Achse	18	0.0159	—
Bi Einkristall ⊥ " "	18	0.0221	—

Metall		Temp.	λ	r
Cd	(Kahlbaum) .	— 252.6	0.447	—
		0	0.233	—
		18	0.217	21.6
	krist. . . .	40	0.20	19.9
	„ . . .	240	0.24	—
	flüssig . . .	350	0.105	—
	„ . . .	440	0.115	—
Co	97.12%ig . .	30?	0.165	16.4
Cu	elektrol. . .	— 253	4.5	—
	„ . .	0	0.938	93.2
	nat., krist. .	— 253	29.3	—
	„ „ .	0	0.98	97.5
	techn. . . .	— 251	3.14	—
	„ . . .	0	0.94	93.6
	„ . . .	18	0.92	91.3
	bearb. und geglüht, 99.9%ig	100	0.90	89.6
		300	0.88	—
		500	0.86	—
		700	0.84	—
Fe	∾ 0.1 % C .	18	∾ 0.10 bis 0.15	9.9 bis 19.9
	Transform. Bl. ⊥ zur Fläche, lackiert .	40	0.0014	—
		20	0.0014 bis 0.0064	—
	‖ zur Fläche	40	0.101 bis 0.137	—
	Schweißeisen.	28	0.153	15.2
Hg	krist. . . .	— 269.3	0.40	—
		— 268.3	0.27	—
		— 44.2	0.066	—
	flüssig . . .	— 37.2	0.022	—
		0	0.025 — 0.015	2.5 bis 1.5
		149.4	0.039	—
Ir	. . . .	17	0.141	14.0
		100	0.135	—
K	. . . .	5	0.234	—
		20.7	0.232	23.2
Li	. . . .	— 252.7	0.49	—
		— 182.2	0.20	—
		0	0.17	16.9
		101.3	0.17	—
Mg	. . . .	0	0.376	37.4
	mit 0.18 Si, 0.05 Al und 0.01 Fe, geg.	30	0.354 bis 0.366	35.2
	99.6 %ig, gezogen und geglüht . .	100	0.335	—
		200	0.325	—
		300	0.315	—
		400	0.315	—
		500	0.335	—

Metall		Temp.	λ	r
Mo	. . . .	17	0.346	34.4
		100	0.333	—
Na	. . . .	5.7	0.321	—
		21.2	0.317	31.4
Ni	99%ig . . .	— 160	0.129	—
		18	0.140	13.0
	99.2%ig, gegl.	100	0.148	14.7
		200	0.140	—
		300	0.134	—
		400	0.131	—
		500	0.132	—
		600	0.136	—
		700	0.144	—
	∾ 97%ig . .	1200	0.058	—
Pb	. . . .	18	0.083	8.3
Pd rein	. . . .	18	0.168	16.7
		100	0.182	—
Pd	rein	17	0.144	14.3
	„	100	0.143 bis 0.178	—
	Handelsware .	17	0.101	10.0
	„ .	100	0.100	—
Pt	sehr rein . .	— 253	93	—
		— 183	0.182	—
		0	je 0.167	16.6
		100		—
		200		—
	rein	17	0.165	16.4
		100	0.170	—
Rh	. . . .	17	0.210	20.8
		100	0.192	—
Sb		— 190	0.059 bis 0.106	—
	. . . . . .	0	0.038 bis 0.054	3.8 bis 5.4
	feinkristsch. .	— 183	0.047	—
		0	0.041	4.07
	mittelkristsch.	— 183	0.053	—
		0	0.043	—
	grobkristsch. .	— 183	0.11	—
		0	0.059	—
Sn	rein	— 170	0.195	—
		18	0.157	15.6
	krist. . . .	40	0.145	14.4
		125	0.14	—
		210	0.13	—
	flüssig. . . .	240	0.08	—
		360	0.078	—
Ta	. . . .	1427	0.174	—
		1827	0.198	—
		17	0.130	12.9
		100	0.129	—

Metall	Temp.	λ	r	Metall	Temp.	λ	r
W	0	0.383	38.1	Zn rein	— 170	0.280	—
	1227	0.234	—		18	0.268	26.7
	2227	0.354	—	Zn 99.8%ig . .	100	0.255	25.3
	17	0.476	47.4		200	0.24	—
	100	0.472	—		300	0.235	—
	1527	0.29	—				
	∾2100	0.33	—				
	2527	0.34	—				

Im übrigen sei auf die Ausführungen bei der Elektrizitätsleitfähigkeit verwiesen. Hier folgen nur einige kurze Übersichten.

Wärmeleitfähigkeit von Al-Legg. nach M. Jakob (Z. Met. 1924. **16**. 353):

Legierung		λ	
Zusammensetzung	Benennung	bei 30°	bei 70°
∾ 92 Al, ∾ 8 Cu	Amerikanische Leg.	0.31	0.32
∾ 88 Al, 2 Cu, 10 Zn	Deutsche Leg.	0.35	0.36
86—89 Al, 11—14 Si	Silumin	0.39	0.40
—	Skleron-Leg.	0.245	0.27

Bei Kristallen, besonders mit niedrigen Symmetriegraden, ist die Wärmeleitfähigkeit in hohem Maße von der Orientierung abhängig. So beträgt nach Matteucci (A. Ch. Ph. 1855. [3] **43**. 467) und E. Jannetaz (C. r. 1892. **114**. 1352) das Achsenverhältnis der Isothermenellipse bei Bi 1 : 1.16 und bei Sb sogar 1 : 1.591. In der Praxis liegen aber meist nur Vielkristallaggregate vor, so daß man, von groben Gußmetallen und elektrol. Ndd. abgesehen, in verschiedenen Richtungen wohl kaum Unterschiede der Wärme- und Elektrizitätsleitfähigkeit auffinden wird. Auch bei den regulär krist. Metallen scheinen kaum Leitfähigkeitsunterschiede in verschiedenen kristallographischen Richtungen zu bestehen. J. Czochralski (Moderne Metallkunde, 249) fand die el. Leitfähigkeit bei etwa 20 cm langen Einkristalldrähte weder vom Zustand (Grad der Kaltbearbeitung) noch von der kristallographischen Orientierung nennenswert abhängig.

Mit sinkender Temperatur steigt die Wärme- und die Elektrizitätsleitfähigkeit der Metalle beträchtlich. Ob bei sehr tiefen Tempp., wenige Grade über dem abs. Nullpunkt, sprungweise auch für die Wärme Überleitfähigkeit auftritt, ist wohl noch nicht nachgewiesen. Bei der Temp., die den Aggregat- oder Modifikationszustand ändert, erfolgt meist eine starke plötzliche Veränderung der Leitfähigkeit. Dies zeigt folgende Zusammenstellung von S. Konno (Sc. Rep. Tôhoku 1919. **8**. 169; Phil. Mag. 1920. [6] **40**. 542):

Metall	Wärmeleitfähigkeit λ bei t°									
	0	100	200	300	400	500	600	700	800	900
Al	0.505	0.490	0.475	0.450	0.425	0.395	0.360	0.220	0.21	(0.205)
Bi	0.020	0.018	0.017	0.041	0.037	0.037	0.037	(0.037)	—	—
Pb	0.083	0.081	0.077	0.074	0.038	0.037	0.036	(0.036)	—	—
Sb	0.045	0.040	0.038	0.040	0.043	0.048	0.057	0.050	—	—
Sn	0.158	0.151	0.143	0.080	0.079	0.078	0.077	—	—	—
Zn	0.270	0.264	0.255	0.243	0.223	0.138	0.136	(0.135)	—	—

kristallisiert flüssig

Die eingeklammerten sind extrapolierte Werte.

Große hydrostatische D r u c k e beeinflussen nach P. W. B r i d g m a n (Phys. Rev. 1921. [2] 18. 115) die Wärmeleitfähigkeit wesentlich. Bei Pb, Cd, Zn und Sn steigt sie proportional dem Druck, bei Fe und Bi dagegen fällt sie beträchtlich mit der Druckerhöhung. Für Drucke bis zu 1200 kg/cm² beträgt die mittlere Druckziffer der Wärmeleitfähigkeit $\frac{\lambda}{1} \cdot \frac{\Delta \lambda}{\Delta p}$:

Metall	Pb	Sn	Cd	Zn	Fe	Pb	Cu	Ni	Sb	Bi
$\frac{1}{\lambda} \cdot \frac{\Delta \lambda}{\Delta p} \times 10^6$.	+17.3	+12.2	+7.4	+2.1	−0.3	−1.6	−7.5	−12.0	−21.0	−31.0

Die Kurven der Beeinflussung des Wärmeleitungsvermögens durch *Legieren* sind denen bei der el. Leitfähigkeit ähnlich. In Mischkristallen bewirken die ersten kleinen Zusätze die relativ stärkste Verminderung der Wärmeleitfähigkeit, so daß die typische U-Form der Konz.-Leitfähigkeits-Kurve entsteht.

Wärmeleitfähigkeit verschiedener Legierungen.

Legierung %	Temp.	λ	r
Ag-Pd 10 : 90 . .	25	0.114	11.3
Ag-Pd 50 : 50 . .	25	0.066	7.6
Ag-Pd 90 : 10 . .	25	0.337	33.5
Ag-Pt 90 : 10 . .	25	0.234	23.3
Ag-Pt 70 : 30 . .	25	0.074	7.4
Au-Pd 90 : 10 . .	25	0.234	23.3
Au-Pd 50 : 50 . .	25	0.086	8.6
Au-Pd 10 : 90 . .	25	0.124	12.3
Au-Pt 40 : 60 . .	25	0.062	6.2
Au-Pt 10 : 90 . .	25	0.182	18.1
Bi 54, Pb 46 (Eutekt.) . . .	40	0.0235	—
	90	0.023	—
flüssig	160	0.0225	—
	300	0.026	—
Bi-Sb 91 : 9 . .	0	0.0157	1.6
Bi-Sb 89 : 11 . .	0	0.0131	1.3
Bi-Sb 87 : 13 . .	0	0.0151	1.5
Bi-Sb 80 : 20 . .	0	0.0152	1.5
Bi-Sb 50 : 50 . .	0	0.0196	2.0
Bi-Sb 30 : 70 . .	0	0.0234	2.3
Bi-Sn 75 : 25 . .	12.5	0.023	2.3
Bi-Sn 50 : 50 . .	12.5	0.056	5.5
Bi-Sn 25 : 75 . .	12.5	0.102	10.1
Cd-Sb 66.7 : 33.3	0	0.244	24.3
Cd-Sb 50 : 50	0	0.0052	0.5
Cd-Sb 48.3 : 51.7	0	0.0032	0.3
Cd-Sb 33.3 : 66.7	0	0.0030	0.3
Chromstahl 1%ig	—	0.096	9.5
Chromstahl 10%ig	—	0.052	5.2
Chromstahl 20%ig	—	0.043	4.3
Cu-Ni 60 : 40 . .	18	0.054	5.4
Cu-Ni 60 : 40 . .	100	0.064	6.4
Cu-Ni 54 : 46 . .	18	0.048	4.8
Cu-P 99.37 : 0.63	30	0.250	24.8
Cu-P 98.02 : 1.98	30	0.125	12.4
Cu-Zn 89 : 11 . .	18	0.275	27.4
Cu-Zn 87 : 13 . .	18	0.301	29.9
Cu-Zn 82 : 18 . .	18	0.313	31.1
Cu-Zn 70 : 30 . .	18	0.260	25.8
Cu-Zn 70 : 30 . .	−160	0.181	—
Cu-Zn 68 : 32 . .	18	0.260	25.8
Cu 82, Zn 18 feinkristsch. . .	−183	0.16	—
	0	0.30	—
grobkristsch. . .	−183	0.155	—
	0	0.31	—
84 Cu, 12 Mn, 4 Ni	−160	0.035	—
	18	0.052	5.2
Geschützbronze Cu 87.2, Fe 0.2, Pb 0.4, Sn 10.0, Zn 2.2	100	0.14	—
	200	0.155	—
	300	0.165	—
	400	0.175	—
Gußeisen 3.5 C, 0.5 Mn, 1.4 Si	8	0.093 bis 0.153	—
	30	0.149	—
KNa (Atomgew.)	−9.7	0.070	—
	6	0.055	5.5
	42.9	0.062	6.2
Ir 20, Pt 80 . .	17	0.042	—
	100	0.042	—
Ir 15, Pt 85 . .	17	0.056	—
	100	0.059	—
Ir 10, Pt 90 . .	17	0.074	—
	100	0.075	—

Legierung %	Temp.	λ	r
Lager-Weißmetall 87.8 Sn, 7.7 Sb, 4.0 Cu, 0.1 Fe, 0.1 Pb . . .	100	0.081	—
	150	0.093	—
Lipowitzsche Leg. 50 Bi, 25 Pb, 14 Sn, 11 Cd . .	— 160	0.042	—
	18	0.044	4.4
Manganbronze Al 1, Cu 57.1, Fe 1.8, Mn 2.3, Sn 0.3, Zn 37.5 . . .	100	0.175	—
	200	0.185	—
	300	0.20	—
	400	0.21	—
Manganstahl 10%ig	—	0.031	3.1
Maschinenbronze Cu 85.1, Fe 0.2, Pb 1.0, Sn 8.7, Zn 5.0	100	0.175	—
	200	0.18	—
	300	0.185	—
	400	0.19	—
Monel-Metall 67.1 Ni, 29.1 Cu, 2.7 Fe, 0.8 Mn, 0.3 Si	100	0.070	—
	200	0.077	—
	300	0.081	—
	400	0.085	—
Neusilber 62 Cu, 15 Ni, 22 Zn . .	— 160	0.041	—
	18	0.060	6.0
Nickelstahl 30.4 Ni	29	0.029	2.9
Pb 87, Sb 13 (Eutekt.) . . .	40	0.063	—
	80	0.067	—
	120	0.068	—
	160	0.067	—
	200	0.064	—
flüssig	310	0.038	—
	390	0.047	—
Pb 38, Sn 62 (Eutekt.) . . .	40	0.12	—
	140	0.11	—
flüssig	240	0.055	—
	440	0.07	—
Pd-Pt 90 : 10 . .	25	0.134	13.3
Pd-Pt 50 : 50 . .	25	0.088	8.8
Pd-Pt 10 : 90 . .	25	0.103	10.2
Phosphorbronze 87.8 Cu, 11.3 Sn, 0.4 P, 0.2 Fe .	100	0.135	—
	200	0.145	—
	300	0.155	—
	400	0.17	—
Pt 90, Rh 10 . .	17	0.072	—
	100	0.073	—
Roses Leg. $33^1/_3$ Sn, $33^1/_3$ Pb, $33^1/_3$ Bi	12.5	0.040	4.0
Rotguß 85.7 Cu, 7.2 Zn, 6.4 Sn, 0.6 Ni	18	0.143	14.2
	100	0.170	—
Rotguß Cu 70.3, Fe 0.3, Pb 0.3, Sn 0.4, Zn 28.7	100	0.245	—
	200	0.26	—
	300	0.275	—
	400	0.28	—
Sn 92, Zn 8 (Eutekt.) . . .	40	0.145	—
	160	0.15	—
flüssig	200	0.055	—
	440	0.09	—
Stahl mit 1 C .	18	0.108 bis 0.123	10.7 bis 12.2
Stahl geglüht . .	—	0.111	11.0
Stahl gehärtet .	—	0.062	6.2
Woodsche Leg. . .	7	0.032	3.2

Wärmeleitfähigkeit von Aluminiumlegg. nach H. Masumoto (Sc. Rep. Tôhoku 1925. **13**. 229) s. Tabelle auf S. 135 oben.

Seit der Auffindung des periodischen Systems der Elemente erkannte man, daß ihre Eigenschaften periodische Funktionen der At.-Geww. sind. Bei der atomaren **elektrischen Leitfähigkeit** der Elemente liegen die Höchstwerte in der I. Gruppe und fallen von hier zu den Niedrigstwerten der VIII. und 0. Gruppe ab.

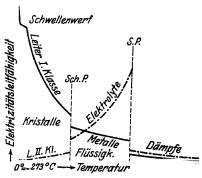



Fig. 255. Temperaturabhängigkeit der Elektrizitätsleitfähigkeit der Leiter I. und II. Klasse.

Von größter Bedeutung ist der Einfluß der Temperatur auf das Elektrizitätsleitungsvermögen, wie dies schaubildlich in Fig. 255 dargestellt ist. Bei den Leitern 1. Klasse, zu denen die Metalle gehören, finden wir im krist. Zustand nach dem diskontinuierlichen Verlauf der Kurve beim Schwellenwert eine Ab-

Legierung Chemische Zusammensetzung in Proz.									λ bei 30° in $\frac{cal}{cm \cdot sek \cdot Grad}$					
								D.	a	b	c	d	e	f
Al	Cu	Fe	Si	Mg	Mn	Ni	Cr		gegossen	dann bei 400° geglüht	dann v. 500° in H_2O auf 80 abgeschreckt und 4—5 st gealtert	dann 14 Tage gealtert	geschmiedet und kalt gezogen	dann bei 500° geglüht
96.0	1.8	0.9	0.4	—	—	—	0.9	2.74	0.250	0.261	—	—	—	—
95.6	1.85	0.95	0.1	1.5	—	—	—	2.62	0.376	0.395	0.381	—	—	—
94.8	1.8	0.5	0.3	1.6	—	1.0	—	2.73	0.353	0.393	0.347	—	—	—
93.6	2.5	0.9	—	0.9	—	1.7	—	—	0.345	0.390	0.330	0.317	—	—
93.5	4.3	0.9	0.4	0.4	0.5	—	—	2.78	0.292	0.364	—	—	0.354	0.414
93.3	2.5	0.8	0.3	—	0.5	—	Zn 2.6	2.75	0.301	0.346	0.316	—	—	—
91.8	5.3	0.8	0.45	1.15	0.5	—	—	—	0.283	0.362	0.294	0.293	0.325	0.382
91.5	4.4	0.65	0.5	0.9	—	2.05	—	2.80	0.310	0.351	—	—	—	—
90.9	6.9	0.7	0.3	—	—	—	Sn 1.2	2.80	0.352	0.396	—	—	—	—
90.9	8.1	0.6	0.4	—	—	—	—	2.83	0.333	0.400	0.317	0.316	—	—
89.9	8.4	0.7	0.3	—	0.7	—	—	2.81	0.244	0.323	—	—	—	—
87.3	—	0.8	11.9	—	—	—	—	2.67	0.313	0.425	—	—	0.414	0.433
87.0	3.8	0.9	6.1	—	0.6	—	—	2.75	0.238	0.324	0.278	0.272	—	—
86.9	12.2	0.6	0.3	—	—	—	—	2.93	0.296	0.354	—	—	—	—
86.0	12.2	0.6	0.2	—	1.0	—	—	2.92	0.223	0.318	—	—	—	—
84.3	2.7	0.6	0.4	—	—	—	Zn12.0	2.94	0.315	0.317	—	—	—	—
84.0	10.5	0.85	0.3	—	—	1.05	Sn 3.3	2.93	0.322	0.381	—	—	—	—
76.2	2.6	0.55	0.35	—	—	—	Zn20.3	3.20	0.256	0.258	0.234	0.233	—	—

nahme des Leitvermögens mit steigender Temp., bei der Schmelz- und Verdampfungstemp. nochmals „Treppenstufen" auf der Kurve und jeweils im fl. und dampfförmigen Gebiete eine Abnahme der Leitfähigkeit bei Erhöhung der Temp. Die festen und fl. Leiter 2. Klasse, die sog. elektrol. Leitung zeigen, verhalten sich gerade umgekehrt wie die Leiter 1. Klasse; nur ihre Dämpfe zeigen mit steigender Temp. auch eine Abnahme des Leitvermögens.

In den metallischen Stoffen vollzieht sich die Elektrizitätsleitung nach dem Ohmschen Gesetz. Dieses besitzt in weiten Grenzen Gültigkeit, nur nicht

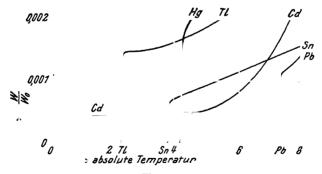



Fig. 256.
Schwellenwerte der Temperaturen für die Überleitfähigkeit der Metalle Pb, Sn, Cd, Tl und Hg (nach Kamerlingh-Onnes).

bei sehr dünnen Leiterquerschnitten (sog. dünnen Schichten). Unterhalb gewisser, sehr niedriger Tempp., wo Überleitfähigkeit auftritt, scheint es auch noch gültig zu sein. In Fig. 256 sind die Schwellenwerte der Tempp. nach Kamerlingh-Onnes angegeben, unter der diese Supraleitung eintritt. Oberhalb dieser Tempp. finden wir nach dem Gesetz von Clausius für 1° eine

relative Abnahme der el. Leitfähigkeit der Metalle von rund $^1/_{273}$, entsprechend dem Ausdehnungskoeffizienten der Gase.

Für engere Temp.-Bereiche zeigt die erste der nachstehenden Zahlentafeln die spezifische el. Leitfähigkeit $\varkappa$ (cm^{-1}/Ohm^{-1}) der reinen Metalle und den Temp.-Koeffizienten des el. Widerstandes R zwischen 0 und 100° ($\alpha = {}^1/R_0 \times [(R_{100}-R_0)/100]$), die zweite den mittleren el. Widerstandskoeffizienten (den reziproken Wert der Leitfähigkeit) gezogener Metalldrähte $[100\,(R_2-R_1)]\,/\,[(t_2-t_1)R_0]$.

Spezifische elektrische Leitfähigkeit reiner Metalle und Temperaturkoeffizient des elektrischen Widerstandes zwischen 0 und 100°:

Metall	t°	$\varkappa \times 10^{-4}$	$\alpha \times 10^5$
Ag	0 20	68.1 60.7	400–410
Al 99.9%ig 99.9%ig 99.6%ig	0 20 20	39.5 36,4 34.3	423–443
As	0	2.85	389
Au	0 20	45.5–68.5 43.2	377–400
Be	18	4.0	—
Bi	18	0.84–0.88	446–458
C	0	0.025–0.010	—
Ca 99.5%ig	20	9.5–21.8	333
Cd	18	12.9–13.2	419–425
Ce	18	1.3	—
Co	0	10.3	658
Cr	0	38.5	—
Cs	0 19.4	5.18–5.52 4.74	443
Cu	0 20	64.1 57.7–58.0	426–438
Fe elektrol.	20 100	10.0 6.94	557–657
Ga (fest)	0 29.85	1.9 2.23	396 zw. 0–29.85°
Ge	18	3.3	—
Hg	0	1.063	99
In	0	11.95	407–474
Ir	18	18.9	393–411
K	0 20	14.3–16.4 14.1	512–581
La	18	1.7	—
Li	0	11.2–11.8	435–489
Mg	0	23.0–23.2	372–412
Mn	0	22.7	—
Mo	0	22.8	434–435
Na	0 18.7 20	21.1–23.4 21.5 20.5	428–558 zw. 0–98°
Nd	18	1.3	—
Ni	0 18	14.5–15.2 8.5	620–675
Os	20	10.5	420
Pb	0 18	4.91–5.18 4.83	406–428
Pd	0 18	9.8 9.3	354–377
Pr	18	1.1	
Pt	0	9.1–10.2	367–392
Rb	0	7.8–8.6	520
Rh	0	21.2	421–443
Ru	18	6.9	
Sb	0	2.56	473–511
Sn	0 18	7.66 8.82	447–465
Si	0	1.0	
Sr	0	3.3	383
Ta		6.8	347–350
Te	18	4.8	
Ti	0	0.28	
Tl	–	5.7	478–517
U	18	1.6	
W	0	17.9–20.0	453–510
Zn	0 20	17.4 16.9	404–417

Mittlerer elektrischer Widerstandskoeffizient gezogener Metalldrähte:

Metall		Anlaß-temp. t°	bei t° −135	−39	+50	+150	+250	+350	+450
Ag	. . . .	500	0.4185	0.4050	0.4098	0.4196	0.4344	0.4487	—
Al	III weniger rein	250	0.4404	0.5433	0.4469	0.4450	—	—	—
	IV „ „	250	0.4397	0.4495	0.4449	—	—	—	—
	IV „ „	300	0.4357	0.4473	0.4423	0.4476	0.4562	—	—
	IV „ „	600	0.4052	0.4135	0.4096	0.4252	0.4252	0.4495	0.5245
	V	250	0.4302	0.4314	0.4255	0.4285	—	—	—
	V'	250	0.4289	0.4315	0.4255	—	—	—	—
	V	500	0.4135	0.4171	0.4120	0.4165	—	—	—
Au	. . . .	500	0.4020	0.3903	0.3982	0.4104	0.4283	0.4452	0.4651
Bi	. . . .	200	0.3126	0.3685	0.4456	0.6266	—	—	—
Cd	. . . .	220	0.3856	0.3937	0.4236	0.4622	—	—	—
Cu	. . . .	380	0.4496	0.4355	0.4331	0.4328	0.4423	—	—
		500	0.4477	0.4357	0.4313	0.4344	0.4421	0.4526	0.4657
Fe	I	500	0.4247	0.5322	0.6572	0.8320	1.0228	1.1817	1.4065
	II	380	0.4311	0.5392	0.6476	—	—	—	—
Ir	. . . .	600	0.4110	0.3926	0.3924	0.4012	0.4034	0.4359	0.4393
Mo	I weniger rein	500	0.3937	0.4031	0.4100	0.4233	0.4371	0.4464	0.4530
	II	500	0.4154	0.4271	0.4350	0.4495	0.4641	0.4778	—
Ni	I gegossen . .	—	0.4101	0.5812	0.6657	0.8454	—	—	—
	II weniger rein	500	0.3257	0.4230	0.5210	0.6552	0.8626	1.0597	0.4410
Pb	. . . .	200	0.3749	0.3963	0.4222	0.4545	0.5022	—	—
Pd	I	500	0.4339	0.4031	0.3770	0.3511	0.3302	0.3092	—
	II	500	0.4322	0.3979	0.3726	0.3495	0.3272	0.3067	0.2851
Pt	. . . .	800	0.4211	0.4026	0.3920	0.3804	0.3688	0.3572	0.3456
Rh	. . . .	600	0.4367	0.4362	0.4428	0.4599	0.4800	0.5078	0.5278
Ta	. . . .	(2200)	0.3796	0.4355	0.3468	0.3149	—	—	—

Durch Kaltbearbeitung der aus vielen Einzelkristallkörnern bestehenden Drähte wird deren Leitvermögen erniedrigt, durch nachträgliches Erhitzen aber auf den ursprünglichen Wert gebracht. Werden bestimmte Tempp. überschritten, so vermindert sich die Leitfähigkeit wieder. E. Credner (Z. phys. Ch. 1913. 82. 457) fand bei dünnen Drähten (von etwa 0.2—0.5 mm Dm.) folgende Werte:

bei t°	600	600	800	600	über 800
gab das Metall	Ag	Au	Cu	Fe	Ni
eine Zunahme des Widerstandes in % .	3.6—4	2.3—2.5	1.2—2.0	0.9—1.1	2.6—2.8
Die Temp. des kleinsten Widerstande lag bei t°	480—520	480—520	450	600	700

Ähnlich wie beim Wärmeleitvermögen bewirkt hydrostatischer Druck proportionale Änderungen der el. Leitfähigkeit. Durch 1000 kg/cm² änderte sich

bei	Hg	Pb	Al	Ag	Cu	Pt	Konstantan	Bi
der Widerstand in % um	+3.26	+1.43	+0.388	+0.38	+0.217	+0.19	+0.064	−1.96

Bei fl. Metallen zeigt sich nach P. W. Bridgman (Proc. Am. Acad. 1911. **47**. 321; 1917. **52**. 571, 1921. **56**. 61; Proc. Nat. Acad. 1917. **3**. 10) folgender Einfluß des Drucks auf das el. Leitvermögen (ρ = spez. Widerstand):

Metall	t^0	$\frac{10^7}{\rho} \cdot \frac{d\rho}{dt}$
Bi	275	— 123
Ga	30	— 64.0
	100	— 63.4
Hg	0	— 322
	50	— 340
	100	— 367
K	165	— 1680
Li	220	+ 93

Unter dem Einfluß von Zugspannungen fand H. Tomlinson (Phil. Trans. [I] 1883. **174**. 1):

Metall	Pt	Cu	Ag	Zn	Pb
El. Leitfähigkeitsänderung in % × 10^{-6} durch 1 kg/cm²	— 2.3	— 2.3	— 4.2	— 4.4	— 17.3

P. W. Bridgman (Proc. Am. Acad. 1922. **57**. 41; 1923. **59**. 109; 1924. **60**. 305, 385, 423) fand folgende Änderungen ΔR und $\Delta \rho$ des Widerstandes R und des spez. Widerstandes ρ in Richtung einseitiger Dehnung bei der Spannung S in kg/cm² $\left(\frac{1}{S} \frac{\Delta \rho}{\rho} = \frac{1}{S} \frac{\Delta R}{R} - \frac{1 + 2\sigma}{E}\right)$:

Metall	Longitudinaler Spannungskoeffizient $\frac{1}{S} \frac{\Delta R}{R}$		Dehnung $\frac{1}{E}$	Poissonsche Zahl σ	$\frac{1 \times 2\sigma}{E}$	Longitudin. Spannungskoeffizient $\frac{1}{S} \frac{\Delta \rho}{\rho}$
	Drähte und Stäbe	Bleche				
Ag	+ 5.3 × 10^{-6}	+ 5.1 × 10^{-6}	1.26 × 10^{-6}	0.38	2.2 × 10^{-6}	+ 2.7 × 10^{-6}
Al	+ 4.2	+ 6.4	1.42	0.34	2.4	+ 2.9
Au	—	+ 6.2	1.25	0.42	2.3	+ 3.9
Bi	— 29.2	—	4.2	0.37	—	— 3.6
Ca	+ 8.4	—	4.75	0.30	—	+ 0.8
Co	+ 0.99	—	0.50	0.30	0.80	+ 0.19
Cu	+ 2.9	+ 3.1	0.81	0.34	1.3	+ 1.5
Fe	+ 2.53	+ 2.13	0.48	0.28	0.71	+ 1.6
Li	+ 48.0	—	20.0	0.42	37.0	+ 11.0
Ni	— 2.5	—	—	—	0.8	— 3.3
Pd	+ 3.1	+ 2.9	0.89	0.39	1.5	+ 1.5
Pt	+ 2.65	+ 2.82	0.59	0.39	1.04	+ 1.6
Sb	+ 5.0	—	1.25	0.3 (?)		+ 3.0
Sr	— 8.0	—	7.5	0.36		— 21.2

Bei der Beeinflussung der el. Leitfähigkeit der Metalle durch ein magnetisches Feld unterscheidet man:

1. Transversaleffekte, wenn die magn. Kraftlinien senkrecht zur Richtung des el. Stromes verlaufen,

2. Longitudinaleffekte, bei denen das magn. Feld parallel zu den Stromlinien liegt.

Beim Transversaleffekt ist die Zunahme des Widerstands abhängig vom Quadrate der Feldstärke:

$$\frac{\Delta W}{W} = A \times \mathfrak{H}^2$$

Die Konstante A beträgt nach K. Baedeker (Die el. Erscheinungen in metall. Leitern, Braunschweig 1911, S. 113):

Metall	Ag	Au	Cd	Cu	Hg	Pb	Pd	Pt	Sn	Ta	Zn
$A \times 10^{12}$.	0.56	0.37	2.82	0.26	0.63	0.09	0.11	0.06	0.23	0.05	0.87

Nach dem Einfluß der Konzentration auf die el. Leitfähigkeit lassen sich, wie schon 1858 Matthiessen gezeigt hat, drei Gruppen von Legg. unterscheiden:

1. Nahezu lineare Abhängigkeit der Leitfähigkeit von der Konz. Der geradlinige Verlauf der Kurve tritt besonders deutlich hervor, wenn die Konz. in Vol.-% aufgetragen wird. Legg. dieser Art bestehen aus einem Haufwerk der Kristalle der beiden Bestandteile, die einander nicht beeinflussen, wie die Cd-Zn-Legg. (Fig. 257 nach Matthiessen).

2. Sehr starke Erniedrigung der Leitfähigkeit durch geringe Legierungszusätze, verhältnismäßig schwächere durch weitere Steigerung der Konz. Für diese Legg.,

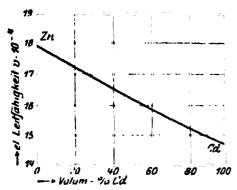



Fig. 257. Elektrizitätsleitfähigkeit der Cadmium-Zink-Legierungen.

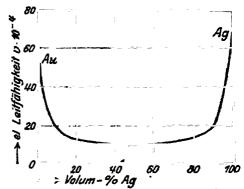



Fig. 258. U-förmige Elektrizitätsleitfähigkeitskurve der Gold-Silber-Legierungen, die eine ununterbrochene Reihe von Mischkristallen bilden

die eine ununterbrochene Reihe von Mischkristallen aufweisen, erlangt die Leitfähigkeit-Konz.-Kurve die kennzeichnende U-Form, wie nach Roberts bei den Au-Ag-Legg. (Fig. 258).

3. Kompliziertere Erscheinungen, die von Matthiessen nicht aufgeklärt werden konnten.

Nach W. Guertler ist die el. Leitfähigkeit der intermetallischen Verbb. immer kleiner als der nach der Mischungsregel aus der Leitfähigkeit der Bestandteile ber. Wert, und zwar:

Formel . . .		AuSn	$AuSn_2$	$AuSn_4$	CuSn	Cu_3Sn	Cu_4Sn	Cu_3Sb	Cu_2Sb	CuZn
Leitfähigkeit	gef. .	9	3	4	7.5	9	3	5	12	32
	ber. .	28	20	15	35	48.5	51	48	43	42

Bei den Metallegg. besteht (wie schon Matthiessen erkannte) eine enge Beziehung zwischen der el. Leitfähigkeit und deren Temp.-Koeffizienten. Das Verhältnis ist bei den intermetallischen Verbb. wie bei den reinen Metallen. In den Mischkristallreihen dagegen finden sich meist sehr kleine Temp.-Koeffizienten;

ja sie können sogar negative Werte annehmen, so daß eine Inversionstemp. wahrscheinlich wird. Die Form der Kurve der Temp.-Koeffizienten ist sehr ähnlich derjenigen der el. Leitfähigkeit. Dies zeigt Fig. 259 für Mg-Ag-Legg. nach Smirnow und Kurnakow (Z. anorg. Ch. 1911. 72. 31).

Fig. 259. Kurven der Elektrizitätsleitfähigkeit und der Temperaturkoeffizienten der Magnesium-Silber-Legierungen.

Bei den meisten Legg., besonders bei spröden, die nicht zu Drähten gezogen werden können, ist der Temp.-Koeffizient verhältnismäßig leichter genauer zu messen als die el. Leitfähigkeit, so daß er bequemer für die Erforschung der Konstitution verwendet werden kann.

Für el. Widerstände sind besonders Legg. wertvoll, die aus Mischkristallen bestehen, denn sie besitzen einen hohen Widerstand und einen kleinen Temp.-Koeffizienten, so daß sich beim Erwärmen der Widerstand des Drahts und damit die durchgelassene Stromstärke nur wenig ändern.

In der nachstehenden Zahlentafel sind die el. Widerstände ρ in Ohm cm und die Temp.-Koeffizienten der wichtigsten Widerstandslegg. neben denen anderer techn. Legg. nach der Zusammenstellung bei Landolt-Börnstein (Phys.-chem. Tabellen) angeführt:

Zus. der Leg. %	$10^4 \rho_{20}$	$\frac{1}{\rho_0} \frac{d\rho}{dt}$
Al-Stahl (10 Al)	1.0	0.0035
Bronze 88 Cu, 12 Sn, 1 Pb	0.18	0.0005
Cekas-Draht (Ni, Cr, Fe)	1.00	—
Co-Cu 1.5 : 98.5	0.067	0.00108
Co-Cu 23.6 : 76.4	0.114	0.00082
Co-Cu 46.6 : 53.4	0.113	0.00132
Co-Cu 59.4 : 40.6	0.129	0.00143
Co-Cu 90.4 : 9.6	0.243	0.00167
Cu-Zn 99.3 Cu : 0.7 Zn	0.018	0.0037
Cu-Zn 90.9 Cu : 9.1 Zn	0.036	0.0020
Cu-Zn 65.8 Cu : 34.2 Zn	0.063	0.0016
Cu-Zn 51.1 Cu : 49.9 Zn	0.043	0.0031
Cu-Zn 0.15 Cu : 99.85 Zn	0.059	0.0038
Gußstahl	0.18	0.003
Konstantan 60 Cu, 40 Ni	0.49	0.00000
Kruppin (30 Ni)	0.83	0.0013
„	0.85	0.0007
Kulmitz-Leg. (Cu, Mn)	0.74	0.000008
Manganin 84 Cu, 4 Ni, 12 Mn	0.42	0.0000
Mangankupfer 70Cu,30Mn	1.00	0.00004
Manganstahl (12 Mn)	0.55	0.002
Phosphorkupfer 1.98 P	1.54 für 30°	0.00061
Phosphorkupfer 0.63 P	1.13 für 30°	0.00113
Neusilber 60 Cu, 25 Zn, 14 Ni	0.30	0.0004
Nickelin 62 Cu, 20 Zn, 18 Ni	0.33	0.0003
Palladiumsilber (20 Pd)	0.15	0.0003
Patentnickel 75 Cu, 25 Ni	0.33	0.0002
Platiniridium (20 Ir)	0.32	0.002
Platinrhodium (10 Rh)	0.20	0.0017
Platinsilber (67 Ag)	0.32	0.00024
Resistin (Cu, Mn)	0.51	0.000008
Roses Leg. 49 Bi, 24 Sn, 28 Pb	0.67	0.002
Rotguß 87 Cu, 7 Zn, 6 Sn	0.127	0.0008
Si-Stahl (4 Si) für Transformatorbleche	0.50	0.0009
Woods Leg. 56 Bi, 14 Sn, 14 Pb, 16 Cd	0.54	0.0024
Zn mit 0.15 Cu	0.059	0.0038

Durch Belichtung oder Bestrahlung kann die el. Leitfähigkeit dünner Metallschichten beeinflußt werden. Diese Erscheinung wird photoelektrischer

Effekt genannt. Er tritt nach W. Deutsch (Metallphysik, S. 43) bei folgenden obersten Grenzen des Wellenlängenbereichs (in μ) auf:

Metall	Ermittelt durch: Messung der Maximalenergie der Elektronen	Ermittelt durch: Messung der mittleren Energie der Elektronen
Al	0.477	0.411
Bi	0.330	0.337
Cu	0.300	0.309
Mg	0.382	0.375
Na	0.583	0.577
Pt	0.288	0.291
Sn	0.362	0.337
Zn	0.376	0.357

Das Wiedemann-Franzsche Gesetz bringt die engen Beziehungen zwischen dem Leitungsvermögen für Wärme (λ) und dem für Elektrizität ($\varkappa$) zum Ausdruck. Bei Zimmertemp. ist das Verhältnis $\lambda/\varkappa$ für alle Metalle und viele Legg. ziemlich konstant. Bei niedrigen Tempp. wachsen allerdings die Unterschiede beträchtlich an. Widerstandsverhältnis einiger Metalle bei t^0 und 0^0, $R_t : R_0$, und das zwischen fl. (beim Schmp.) und festen, $R_{fl.} : R_{fest}$, nach Landolt-Börnstein:

Metall		t^0	$\frac{R_t}{R_0}$	$\frac{R_{fl}}{R_{fest}}$
Ag	fest	960.5	5.09	1.98
	fl.	960.5	10.03	-
	"	1000	10.30	
	"	1200	11.70	-
	"	1340	12.7	-
Al . .			-	1.65
Au	fest	500	2.86	—
	"	1063	5.82	2.28
	fl.	1063	13.30	
	"	1300	14.75	
	"	1500	15.97	
Bi . .				0.43–0.47
Cd . .				1.97
Cs . .				1.65
Cu	fest	1000	5.42	-
	"	1083	5.80	2.09
	fl.	1083	12.28	
	"	1450	13.96	
Ga . .				0.58
Hg . .				3.21–5; i. M. ∼ 4.1

Metall		t^0	$\frac{R_t}{R_0}$	$\frac{R_{fl}}{R_{fest}}$
K	fest	60	1.349	- -
	"	Schmp.	1.360	1.39—1.56
	fl.	"	1.894	- -
	"	80	2.114	- -
	"	130	2.514	-
Li	fest	100	1.457	—
	"	Schmp	1.812	1.68–1.96
	fl.	"	3.549	-
	"	200	3.609	
	"	230	3.681	
Na	fest	90	1.385	
	"	Schmp.	1.415	1.34–1.45
	fl.	"	1.894	
	"	130	2.079	-
Pb . .		—	-	2.06
Rb	fest	18	1.06	
	fl.	40	1.69	
Sb . .				0.70
Sn . .			--	2.02–2.12
Zn . .		-	--	2.00—2.09

Nach dem Referat von A. Schulze (Z. Met. 1921. 13. 192) über die Unterss. von F. Skaupy (Phys. Z. 1920. 597) (vgl. a. A. Schulze, Die el. und therm. Leitfähigkeit in W. Guertler, Metallographie, Berlin 1925, Bd. II, H. 6) lassen sich die Beziehungen zwischen der el. Leitfähigkeit und der Konstitution fl. Metalle und Legg. zusammenfassen in:

1. Das Leitungsvermögen ist bei den reinen fl. Metallen (also den Lösungsmitteln) und bei den verd. metallischen Legg. eine Funktion der Elektronenkonz. und der inneren Reibung.

2. Verd. metallische Legg. müssen eine höhere Elektronenkonz. aufweisen als das metallische Lösungsmittel, denn das gelöste Metall spaltet durch Dissoziation Elektronen ab.

3. Da in den Metallschmelzen beide Komponenten dasselbe Ion (das negative Elektron) besitzen, müssen chem. Gleichgewichtsbeziehungen bestehen.

4. Durch diese muß in ähnlicher Weise die Veränderung der Elektronenkonz. des metallischen Lösungsmittels mit der Temp. und dem Druck gegeben sein.

5. Durch den Stromdurchgang wird in fl. Metallegg. an den Elektroden die Konz. geändert.

11. Andere physikalische Erscheinungen.

a) Thermoelektrische Erscheinungen.

Seebeck hatte 1821 erkannt, daß bei der Berührung zweier verschiedener Metalle durch ein Temp.-Gefälle ein el. Strom bedingt wird, den er den thermoelektrischen nannte. C. Benedicks (Z. Met. 1920. **11.** 137) hat jedoch neuerdings nachgewiesen, daß auch in homogenen Leitern durch unsymmetrischen Wärmeabfluß beträchtliche Thermoströme entstehen, die man leicht durch das aus zwei verschieden dicken Drähten bestehende thermoelektrische Drosselkreuz nachweisen kann.

Die Thermokraft einer aus zwei Metallen bestehenden Kette läßt sich nach Drude aus deren Elektronenkonzz. (N_1 und N_2) ber. nach:

$$\frac{\text{Volt} \times 10^{-6}}{171} = \Delta t \, l \frac{N_1}{N_2} + \frac{1}{2} \Delta t^2 \frac{d\, l}{d\, T} \frac{N_1}{N_2},$$

wobei Δt die Temperaturdifferenz zwischen den beiden Lötstellen und T die abs. Temp. bedeuten. Da sich aber die Elektronenkonzz. in den Metallen mit der Temp. nur wenig verändern, kann man vereinfacht schreiben:

$$\text{Thermo-EMK. in Volt} \times 10^{-6} = 171 \, \Delta t \frac{N_1}{N_2}.$$

Das Metall der Thermokette mit der höheren Elektronenkonz. wird an der Kaltlötstelle zum negativen Pol, weil sich die negativen Elektronen vom kalten zum warmen Teil des Systems bewegen.

In der folgenden Zahlentafel (nach Landolt-Börnstein, Tabellen, S. 1029) sind die Thermokräfte verschiedener Metalle und Legg. gegen Platin für $t = 100^0$ angegeben:

Metall bzw. Leg.	Millivolt	Metall bzw. Leg.	Millivolt
Ag	+ 0.67 bis + 0.79	Konstantan	— 3.04 bis — 3.47
Al	+ 0.38 bis + 0.41	Mg	+ 0.40 bis + 0.43
Au	+ 0.71 bis + 0.80	Manganin	+ 0.57 bis + 0.82
Bi	— 6.31 bis — 7.39	Mo	+ 1.16 bis + 1.31
Bi ⊥ zur Achse	— 5.2	Na	— 0.21
„ ‖ zur Achse	— 7.7	Ni	— 1.20 bis — 1.94
C (Kohle)	+ 0.25 bis + 0.30	Pb	+ 0.41 bis + 0.46
„ (Graphit)	+ 0.22	Pd	— 0.48 bis — 0.56
Cd	+ 0.85 bis + 0.95	Pt	0.00
Co	— 1.52 bis — 1.99	Rh	+ 0.65
Cs	+ 0.50	Sb	+ 4.70 bis + 4.86
Cu	+ 0.72 bis + 0.76	Si	+ 44.8
Fe	+ 1.45 bis + 1.88	Sn	+ 0.40 bis + 0.45
Hg	— 0.07 bis + 0.04	Ta	+ 0.34 bis + 0.51
In	+ 0.65	W	+ 0.65 bis + 0.90
Ir	+ 0.68	Zn	+ 0.75 bis + 0.78

+ bedeutet, daß der Strom in der Kaltlötstelle zum Pt fließt.

Im wissenschaftlichen Laboratorium und in der Praxis sind die thermoel. Pyrometer wertvolle Hilfsmittel geworden, und gerade die Metallkundeforschungen wurden durch ihre Verw. außerordentlich gefördert. Früher benutzte man in manchen Laboratorien thermoelektrische Säulen als kleine el. Stromquellen, welche die Wärme direkt in el. Energie umsetzen, aber nur einen Wirkungsgrad von wenigen Prozent aufweisen. Die Kurven der Thermokräfte der wichtigsten Metallpaare in Abhängigkeit von der Temp. zeigt nach M. v. Schwarz (Metallphysik) Fig. 260.

G. Borelius (Z. Met. 1919. **10.** 205; 1920. **11.** 138) stellt für Metallegg. folgende Gesetzmäßigkeiten der Thermokraft-Kurven auf:

1. Zahlreiche Legg. ergeben geradlinigen Verlauf (z. B. bei Zusätzen von Pd zu Pt, Pt zu Ir oder Rh, Ni zu Fe, Cu zu Ni, Mn zu Cu, Ag zu Pd, Bi zu Sb).

2. Sehr geringe Zusätze bewirken eine starke Änderung, stärkere dagegen bedingen geradlinigen Verlauf (z. B. Ir zu Pt, Rh zu Pt, Au zu Ag, Ag zu Au, Ni oder Zn zu Cu).

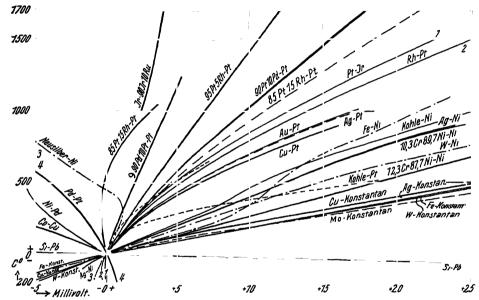



Fig. 260. Kurven der Thermokräfte verschiedener Metallpaare in Abhängigkeit von der Temperatur.

3. In niederen Temp.-Gebieten und bei mittleren At.-Konzz. setzen sich die Kurven vermutlich aus geraden Stücken zusammen, die bei den Mischungen nach einfachsten At.-Verhältnissen Knickpunkte aufweisen.

4. Bei höheren Tempp. werden diese durch Krümmungen der Kurve ersetzt.

Durch die Unterss. der thermoel. Eigenschaften einer Legierungsreihe kann man das Auftreten intermetallischer chem. Verbb. nachweisen.

Für die Legg. der Platinmetalle und die der Cu-Ag-Au-Gruppe untereinander, welche die einfachsten Verhältnisse zeigen, wurden folgende Regeln aufgestellt:

1. Bei den Platinmetallegg. zeigen sich größere Thermokräfte als nach der Mischungsregel zu ber. ist. Durch Zusätze von negativem Metall zum positiven wird bei niedrigen Tempp. eine proportionale Änderung der Thermokraft bewirkt. Bei umgekehrtem Zusatz jedoch ändern sich die Thermokräfte viel schneller, und wir finden nahe beim negativen Metall einen Knickpunkt der Kurve.

2. Die binären Cu-Ag- und -Au-Legg. sind den reinen Metallen gegenüber negativ. Die Thermokräfte der Legg. sind geringer als die aus der Mischungsregel ber.

3. Ni-, Pd- und Pt-Legg. zeigen gegen die reinen Metalle hohe Thermokräfte. Ihre Kurven weisen deutliche Knickpunkte und bei mittleren Konzz. auch Niedrigstwerte auf.

Die größte bisher beobachtete Thermokraft hat die atomare Leg. Cd-Sb, die nach F. Fischer und G. Pfleiderer (Mitt. I. Kohlen. 1919. **4.** 409) gegen Cu für 1° Temp.-Unterschied 305—543 Mikrovolt ergibt.

Für den Wirkungsgrad der Thermosäulen ist das Verhältnis zwischen Wärme- und Elektrizitätsleitfähigkeit maßgebend. Doch liegen alle bisher beobachteten Abweichungen vom Wiedemann-Franzschen Gesetz nach der ungünstigen Seite hin.

Die kristallographische Richtung beeinflußt nach Verss. von E. Grüneisen und E. Goens (Z. Ph. 1926. **37.** 278) an Zn- und Cd-Einkristallen die thermoel. Erscheinungen stark. Man kann aus Stücken, die einesteils parallel, anderteils senkrecht zur hexagonalen Achse geschnitten sind, Thermoelemente aufbauen, die Ströme der Größenordnung eines Thermoelements aus Pb und Cu liefern. Der Thermostrom fließt bei allen Tempp. in der Kaltlötstelle von dem senkrecht zu dem parallel zur Achse orientierten Kristall. Zn und Cd zeigen Höchstwerte der Thermokraft bei — 225 und — 255°; mit steigender Temp. tritt zunächst ein Abfall, dann ein langsamer Anstieg ein. Die Thermospannung und -kraft zwischen den kristallographischen Hauptrichtungen eines und desselben Kristalls sind einfachere Funktionen der Temp. als bei Thermoelementen aus zwei verschiedenen Metallen.

Demnach ist die bisherige Theorie der Thermoelektrizität noch unzureichend, denn die Unterschiede in der Elektronenkonz. oder die Elektronendampfdrucke genügen zur Erklärung nicht. Da die Höchstwerte der Thermospannung zwischen Senkrecht und Parallel bei Einkristallen mit dem el. Widerstand gleich laufen, werden beide auf dieselbe noch unbekannte Ursache zurückzuführen sein. Es ergibt sich ein direkter Zusammenhang der thermoel. Größen mit der Frequenz der Atomschwingungen, der allerdings noch nicht in eine rationelle Formel gefaßt werden konnte. Auch neuere Unterss. der Thermokraft bei niedrigen Tempp. haben gezeigt, daß sie nicht allein eine Funktion der Elektronenkonz. ist. Deshalb hat G. Borelius (A. Phys. 1918. **57.** 231) in seiner neuen Theorie über die Thermoelektrizität die Kraftfelder der At. herangezogen, wodurch die Effekte besser erklärt werden können.

Die Änderung der Thermokraft durch Druck beträgt nach Wagner (A. Phys. 1908. **27.** 955) für 1 Atmosphäre in Volt × 10^{-12}:

bei	Mg	Manganin	Sn	Al	Cu	Au	Pb	Ag	Ni
Änderung .	— 8.0	— 8.5	— 0.95	— 0.59	+ 3.2	+ 4.6	+ 5.6	+ 8.7	+ 9.6
bei	Fe	Pt	Pd	Konstantan	Cd	Zn	Hg	Bi	
Änderung .	+ 12.5	+ 18.6	+ 23.7	+ 31.1	+ 31.1	+ 40	+ 234	+ 707	

Auch mech. Bearbeitung, elastische Spannungen und Wärmebehandlung bedingen Veränderungen der Thermokräfte der Metalle und Legg.

b) Magnetische Erscheinungen.

Die Metalle der Eisengruppe zeigen den bekannten Ferromagnetismus. Durch das Legieren mit andern Metallen wird die magn. Kraft des Eisens immer geringer und verschwindet von gewissen Punkten an gänzlich. Nickelstahl mit 35.7 % Ni und 64.3 % Fe (Invarstahl) ist vollständig unmagn. und findet wegen dieser Eigenschaft Verw. zu Chronometern, zu Gehäusen von Schiffskompassen u. dgl. Nach Heusler (Verh. Bef. Gew. **1903.** 277) bilden die Metalle der As-Gruppe, einschließlich Bi, mit Mn magn. Legg. Mn-Al-Cu-Legg. zeigen die günstigste Magnetisierbarkeit. Ein steigender Gehalt an Al erhöht bei gleich bleibendem Mn-Zusatz die Magnetisierbarkeit. Vgl. a. Rosenhain und Lautsberry (B. D. Phys. 1903. **5.** 219).

Paramagnetische Stoffe sammeln die magn. Kraftlinien und werden

von einem Magneten angezogen, diamagnetische dagegen werden von ihm abgestoßen und zerstreuen die magn. Kraftlinien. Die magn. Suszeptibilität ($\varkappa$) der Elemente ist eine periodische Funktion des At.-Gew. In neuster Zeit schreibt man dem Magnetismus (wie der Elektrizität) atomistische Struktur zu. Das magn. At. wird Magneton genannt und besitzt ein magnetisches Moment (Polstärke $\times$ Polabstand) von 16.4×10^{-22} abs. E. Die verschiedenen Metalle enthalten verschieden viele Magnetonen, deren Zahl mit steigender Temp. zunimmt. Nach dem Curieschen Gesetz ist die Suszeptibilität paramagn. Stoffe proportional der Temp.

Von besonderem Interesse sind die Wattverluste, die beim oftmaligen Ummagnetisieren von Wechselstromgeräten entstehen. Die kleinsten Wattverluste zeigen 3—4%ige Al- oder Si-Legg. des Flußeisens. Meist werden in der Praxis die mit Si legierten Bleche verwendet, die im Handel kurzweg legierte Bleche heißen. Bei 50 Perioden/sek und 0.35 mm Blechstärke erhielt K. Wendt (Krupp. Monh. 1922. **3.** 132) folgende Werte:

Wattverluste für 1 kg bei Induktion	Flußeisen weich	Flußeisen mit % Si	
		1.5	4.5
10 000	3.0—3.6	2.6	1.3
15 000	7.4—8.6	6.5	3.2

Im Laufe der letzten Jahre erkannte man, daß die Verb. $CoFe_2$ eine wesentlich höhere Magnetisierungsstärke als Eisen zeigt. Bei den neuen Kobaltmagnetstählen wird dies schon praktisch ausgenutzt. Nach K. Honda und S. Saitô (Sci. Rep. Tôhoku 1920. **9.** Nr. 5) ergibt sich:

Stahlsorte	1.2 % C	2 % Cr	5 % W	Co-Cr-Stahl	
				18 % Co	35 % Co
Koerzitivkraft C . .	60	61	65	145	203
Remanenz R	8110	11 225	11 100	10 650	9130
$C \times R \times 10^{-3}$ . . .	487	685	722	1544	1853

Die Bestimmung der magn. Eigenschaften erfolgt meist an lang gestreckten Rotationsellipsoiden, wenn abs. Werte erhalten werden sollen. Vielfach wird in der Praxis ein einfaches Verf. benutzt zur Prüfung von Massenerzeugnissen gleicher Gestalt (von Drähten, Seilen, Schienen usw.) auf Ungleichmäßigkeiten der magn. Eigenschaften. Man findet dadurch nicht nur Materialfehler, Risse u. dgl., sondern auch Stellen verschiedener Zus. oder Wärmebehandlung. So kann man ohne Beschädigung auf die Härte oder Veränderungen der Festigkeitseigenschaften von Stahl schließen. Hoch beanspruchte Förderseile, Spanndrähte von Flugzeugen usw. sollten immer vor der Verw. magn. nachgeprüft werden. Dies kann schnell und billig geschehen.

12. Widerstandsfähigkeit gegen Verzunderung und gegen chemische Angriffe.

Die Verwendbarkeit eines Metalls oder einer Leg. ist oft durch das chem. Verhalten gegen verschiedene Einflüsse beschränkt. Im Haushalte benutzt man solche, die den in Frage kommenden Angriff (Korrosion) entweder gut bestehen, oder solche, bei denen kleine in Lsg. gegangene Mengen ohne schädlichen Einfluß auf den menschlichen Körper sind. In der Industrie spielt meist die Festigkeit und die Preislage einer Leg. eine wichtige Rolle. Vielfach werden nicht gut widerstandsfähige Legg. mit schützenden Anstrichen versehen. Häufig werden auch oberflächlich Legg. zum

Schutze der darunter liegenden Metalle gebildet, wie bei der Feuerverzinkung, beim Sherardisieren von Fe, Cu usw. und nach einem diesem ähnlichen Verf. mit Al der General Electric Comp., etwas abweichend beim Alidieren des Fe.

Durch geeignete Zusätze kann die Widerstandskraft einer Leg. gegen Korrosion erhöht werden. Dies findet bei Speziallegg. für Schiffsbeschläge usw. praktische Anw. Man benutzt sog. seewasserbeständige, meist Ni-haltige Bronze. Neuerdings wird, von Amerika ausgehend, dem gewöhnlichen Flußstahl etwa 0,2 % Cu zugegeben (Kupferstahl), wodurch die Rostbeständigkeit wesentlich verbessert wird. Die nichtrostenden Stahlsorten haben eine ganz ungeahnte Bedeutung erlangt; es sind hauptsächlich die austenitischen Kruppschen Cr-Ni-Stähle 2 A und V 1 M, sowie Cr-Fe-Legg., die sowohl im gegossenen Zustand als auch geschmiedet viel verwendet werden, z. B. für Glühkisten, Auspuffventile von Verbrennungskraftmotoren usw. Cr-Ni-Legg. (Cekasdraht, Nichrom usw.) weisen bis 1100° gute Hitzebeständigkeit auf.

Durch Legieren können anderseits Edelmetalle chem. leichter angreifbar werden. So wird Pt, das mit Pb legiert ist, leicht oxydiert und von HNO_3 gelöst. Bei den pyrophoren Legg. ist ihre leichte Oxydierbarkeit im fein verteilten, erhitzten Zustand erwünscht.

Für die Korrosionserscheinungen wichtig ist das elektrische Lösungspotential. Dieses, die Spannungsdifferenz, die auftritt, wenn ein Metall in die Lsg. eines Salzes desselben Metalls eintaucht, so daß eine reversible Elektrode vorliegt, kann man nach der von W. Nernst angegebenen Formel ber.:

$$E = \frac{RT}{nF} \, l \frac{P}{p}$$

(R = Gaskonstante, T = abs. Temp., n = Wertigkeit des Metalls, F = 1 Farad [= elektrochem. Äq.], P = elektrol. Lösungsdruck des Metalls in Atm., p = osmotischer Druck der Metallionen des Elektrolyten in Atm., l = log. nat.). Bei Zimmertemp. (18 °) und unter Verw. gewöhnlicher (Briggscher) Logarithmen lautet die Formel:

$$E_{(18)} \text{ in Volt} = \frac{0{,}05771}{n} \log \frac{P}{p}.$$

Die Lösungsdrucke der wichtigsten Metalle sind:

Ion	Atm.	Ion	Atm.	Ion	Atm.	Ion	Atm.
$Ba^{\cdot\cdot}$	6.8×10^{91}	$Cr^{\cdot\cdot}$	6.9×10^{22}	$Pb^{\cdot\cdot}$	6.3×10^{-5}	$As^{\cdot\cdot\cdot}$	1.6×10^{-26}
$Sr^{\cdot\cdot}$	1.8×10^{88}	$Cr^{\cdot\cdot\cdot}$	6.2×10^{15}	$Sn^{\cdot\cdot}$	1.3×10^{-5}	$Au^{\cdot}$	3.1×10^{-33}
$Ca^{\cdot\cdot}$	1.2×10^{81}	$Fe^{\cdot\cdot}$	3.5×10^{6}	$Fe^{\cdot\cdot\cdot}$	7.6×10^{-12}	$Co^{\cdot\cdot\cdot}$	9.5×10^{-34}
$K^{\cdot}$	5.9×10^{53}	$Cd^{\cdot\cdot}$	3.2×10^{5}	$Cu^{\cdot}$	4.6×10^{-12}	$Pd^{\cdot\cdot}$	1.7×10^{-37}
$Mg^{\cdot\cdot}$	8.9×10^{46}	$In^{\cdot\cdot\cdot}$	9.8×10^{4}	$Ag^{\cdot}$	4.3×10^{-18}	$Hg^{\cdot\cdot}$	6.6×10^{-39}
$Na^{\cdot}$	3.9×10^{46}	$Tl^{\cdot}$	1.1×10^{2}	$Hg_2^{\cdot\cdot}$	4.3×10^{-18}	$Tl^{\cdot\cdot\cdot}$	2.2×10^{-51}
$Li^{\cdot}$	6.3×10^{44}	$Co^{\cdot\cdot}$	5.0×10	$Sb^{\cdot\cdot\cdot}$	3.8×10^{-19}	$Pb^{\cdot\cdot\cdot}$	3.0×10^{-74}
$Mn^{\cdot\cdot}$	1.6×10^{27}	$Ni^{\cdot\cdot}$	1.86×10^{-1}	$Cu^{\cdot\cdot}$	7.0×10^{-21}	$Au^{\cdot\cdot\cdot}$	1.5×10^{-81}
$Zn^{\cdot\cdot}$	1.4×10^{17}	$H^{\cdot}$	2.2×10^{-4}	$Bi^{\cdot\cdot\cdot}$	2.4×10^{-27}		

Nach W. Nernst vergleicht man die Potentiale, die an den in ihre normale Salzlsgg. eintauchenden Metallen entstehen, zweckmäßig mit einer von H_2 bespülten platinierten Platinelektrode (Wasserstoffelektrode). Dabei erhält man folgende elektrol. Lösungspotentiale in Volt:

$K^{\cdot}$ . . . . − 2.92,	$Mn^{\cdot}$ . . . − 1.0 (?),	$Ni^{\cdot\cdot}$ . . . − 0.22(?),	$Co^{\cdot\cdot\cdot}$ . . + 0.4 (?),
$Ba^{\cdot\cdot}$ . . . − 2.8 (?),	$Zn^{\cdot\cdot}$ . . . − 0.76,	$Pb^{\cdot\cdot}$ . . . − 0.12,	$Cu^{\cdot}$ . . . + 0.52,
$Na^{\cdot}$ . . . − 2.71,	$Cr^{\cdot\cdot}$ . . . − 0.6 (?),	$Sn^{\cdot\cdot}$ . . . − 0.10,	$Tl^{\cdot\cdot\cdot}$ . . . + 0.72,
$Sr^{\cdot\cdot}$ . . . − 2.7 (?),	$Fe^{\cdot\cdot}$ . . . − 0.43,	$Fe^{\cdot\cdot\cdot}$ . . . − 0.04,	$Ag^{\cdot}$ . . . + 0.80,
$Ca^{\cdot\cdot}$ . . . − 2.5 (?),	$Cd^{\cdot\cdot}$ . . . − 0.40,	H_2 . . . ± 0.0,	$Hg^{\cdot\cdot}$ . . + 0.86,
$Mg^{\cdot\cdot}$ . . − 1.55,	$Tl^{\cdot}$ . . . − 0.33,	$Sn^{\cdot\cdot\cdot\cdot}$ . . + 0.05,	$Au^{\cdot\cdot\cdot}$ . . + 1.3 (?),
$Al^{\cdot\cdot\cdot}$ . . . − 1.34,	$Co^{\cdot\cdot}$ . . . − 0.29 (?),	$Cu^{\cdot\cdot}$ . . . + 0.34,	$Au^{\cdot}$ . . . + 1.5 (?).

Den Einfluß der Ionenkonz. auf das elektrol. Lösungspotential hat u. a. W. Reinders (Z. phys. Ch. 1903. **42.** 225) untersucht. Bei zwei Ionenarten im Elektrolyten tritt eine Kurve auf mit einem Höchstwert, der meist nahe an einem Ende der Konz.-Achse liegt. Nur bei der Ionenkonz., die diesem Höchstwert entspricht, stehen die beiden Bestandteile miteinander und mit dem Elektrolyten im Gleichgew., und nur bei dieser Konz. ist die gleichzeitige, gemeinsame Abscheidung der beiden Metalle (also einer Leg.) aus wss. Lösung möglich.

Bei den binären Legg. finden wir in Abhängigkeit von der Konzentration zwei besonders kennzeichnende Formen:

1. Im festen Zustand sind die Bestandteile völlig unl. ineinander (Erstarrungstypus Va) (S. 65 ff.), so daß den Metallen ihre ursprünglichen Dampf- und damit auch die Lösungsdrucke erhalten bleiben. Potentialbestimmend ist allein der Lösungsdruck des Metalls mit dem höheren Lösungsdruck, also das Potential des weniger edlen (vgl. Fig. 261). Treten intermetallische Verbb. auf, wobei der Erstarrungstypus Va allein herrschend bleibt, so finden wir einen bei den jeweiligen Konzz. der Verbb. liegenden treppenstufenartigen Verlauf der Potentialkurve.

2. Mischkristallreihen (Erstarrungstypus I) weisen Potentialkurven von konvexer Form (Fig. 262) auf.

Fig. 261. Kurven der Lösungspotentiale einer binären Legierung nach dem Roozeboomschen Erstarrungstypus Va.

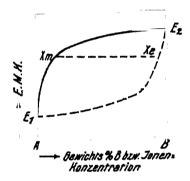



Fig. 262. Potentialkurven einer ununterbrochenen Mischkristallreihe (Erstarrungstypus I).

Die aus Mischkristallen bestehenden Legg. ermöglichen also eine Veredelung ihrer chem. Eigenschaften. Nach G. Tammann (Z. anorg. Ch. 1919. **107.** Sonderheft) liegen solche Schutzwirkungen edlerer Metalle auf unedlere bei bestimmten Grenzen, die meist genau ganze Vielfache von 12.5 Atom-% (= 1/8 Mol-Konzz.) sind. Er nimmt an, daß die verschiedenen At. der Mischkristalle im Raumgitter die möglichst gleichmäßigste, symmetrische Verteilung einnehmen, wenn die Leg. ausgeglüht vorliegt, in welchem Zustand sie die beste Widerstandskraft besitzt.

Fast alle Metalle (ausgenommen die Edelmetalle) werden von den Atmosphärilien angegriffen. Beim Cu und dessen Legg. entsteht dabei die Patina oder der Edelrost, der vor weiterem Angriff schützt. Beim Eisen dagegen bildet der Rost keine Schutzschicht, so daß man künstliche Schutzmittel anwenden muß. Als solches dient neuerdings die elektrol. Verchromung, die auch gegen Korrosion schützt, und das elektrol. Überziehen mit Cadmium.

Bei den meisten Angriffen der Metalle und Legg. durch Salzlsgg. (Brunnen- und Seewasser) sowie Säuren und Laugen, scheinen die elektrochem. Erscheinungen von größtem Einfluß zu sein (vgl. W. H. Creutzfeldt, Korrosionsforschung vom Standpunkt der Metallkunde, Braunschweig 1924). Die sog. Lokalelemente, die durch örtliche Ungleichmäßigkeiten der metallischen Stoffe bedingt werden, führen besonders zu den gefährlichen örtlichen Anfressungen, die auch durch vagabundierende Ströme hervorgerufen werden können. Kalt-

bearbeitung, besonders örtliche, fördert durch Spannungsunterschiede die örtliche Korrosion. Bei Kondensatorrohren aus Messing sind die örtlichen sog. pfropfenförmigen Entzinkungen sehr gefürchtet (vgl. dazu Fig. 295, S. 187). Vgl. M. v. Schwarz (Mitt. Vereinig. Elektrizitätswerke 1925. **24**. 17; 1926. **25**. 36; Z. Bay. Rev. Ver. 1927. **31**. 109); E. Liebreich (Korr. 1925. **1**. 67); M. Haas (Korr. 1929. **5**. 25). Diese Erscheinung ist, wie viele andere Korrosionen, noch nicht ganz aufgeklärt. Aluminium, das in neuster Zeit viel für Gefäße der chem. Industrie

$v = 5$. a b

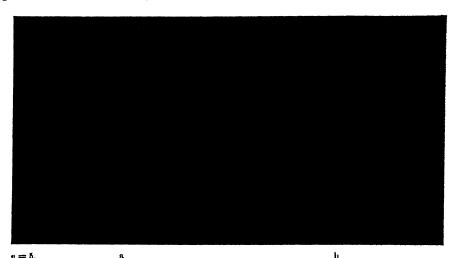



Fig. 263. Anreicherung der Verunreinigungen im Kern einer heiß gepreßten Stange einer Aluminiumlegierung, mit heißer H_2SO_4 geätzt.

Verw. findet, soll möglichst rein (99—99.5%ig) und ausgeglüht sein. Nach dem Vortrag von H. Röhrig auf der Werkstofftagung in Berlin 1927 wird durch Ausglühen von Al oberhalb 350° das immer (∼ 0.2—0.3 %) vorhandene Si in feste Lsg. gebracht und der Korrosionswiderstand bis auf den 170fachen Betrag erhöht. Metallische Berührung mit edleren Metallen ist im Gebiete des Elektrolyten zu vermeiden; sonst wird das unedlere Metall angegriffen.

Verunreinigungen, insbesondere starkeAusseigerungen edlerer Gefügegemengteile in Legg. können ebenfalls zu örtlich sehr starken Ätzangriffen führen. Dies zeigt Fig. 263a und b an dem Querschnitt durch eine heiß gepreßte Stange einer Aluminium-Leg., bei der sich die Verunreinigungen, besonders Fe, in der Mitte durch Seigerung angereichert hatten, so daß diese Stellen beim Heißätzen mit verd. H_2SO_4 (verschieden lange) besonders stark gelöst wurden. Wie gefährlich örtliche Angriffe für Heizschlangen, Rohrleitungen usw. werden, veranschaulicht Fig. 264, die den Querschnitt durch ein örtlich sehr stark korrodiertes Kupferrohr einer Heizschlange aus einer Essigsäurefabrik gibt.

Das Verhalten der Metalle und Legg. gegen Zement, Mörtel usw., sowie gegen natürliche Wässer und künstliche Salzlsgg. wurde eingehend untersucht.

Vgl. E. Heyn, Verss. über das Verhalten von Cu, Zn und Pb gegenüber Zement, Beton und den damit in Berührung stehenden Fll. (Deutscher Ausschuß für Eisenbeton **1911**. Heft 8); O. Bauer und E. Wetzel, Verss. über das Verhalten von techn. Zn und Pb gegen W., wss. Salzlsgg., Gips, Zement und verschiedene Mörtelgemische (Mitt. Matprfg. **1916**. Heft 6 u. 7); den zusammenfassenden Bericht von G. Buchner, Verhalten der Metalle und Mörtel zu ihrer Umgebung (Fortschritte der Technik Nr. 27 vom 5. Oktober 1921, als Beilage der Münchener Neuesten Nachrichten) und Rostschutzmittel (ebenda Nr. 20 vom 17. August 1921).

Beim Glühen oder Schmelzen der Metalle und Legg. oxd. der Luftsauerstoff immer mehr oder weniger. Die Güte der Schmelzen leidet besonders

dann, wenn die Oxyde in der Schmelze oder im Gußstücke verbleiben. Die meisten Metalloxyde sind spezifisch leichter als die geschm. Metalle und steigen deshalb größtenteils im Bade in die Höhe. Nur bei Leichtmetallen und deren Legg. sind die Oxyde (z. B. MgO und Al_2O_3) schwerer als die Metalle, so daß ihre Entfernung aus der Schmelze schwierig ist.

Sehr feine Häutchen der Oxyde, besonders solcher mit hohem Schmp. (z. B. SnO_2 und Al_2O_3), sind in Bronzen oder Messing schädlich für die Festigkeit der Güsse.

Fig. 264. Stark korrodiertes Kupferrohr einer Heizschlange aus einer Essigfabrik. (Natürliche Größe.)

Eine große Gefahr besteht auch dann, wenn die Oxyde von der Schmelze gelöst werden. Man muß in diesem Falle durch leichter oxydierbare Zusätze, sog. Desoxydationsmittel, die Oxyde red. P in Form von Phosphorkupfer oder -zinn ist vorzüglich geeignet für Cu-Legg. Auch Mg und Mn finden Verw. Der Schmp. von Al_2O_3 ist für Cu zu hoch, so daß Al besser nur für Desoxd. von Eisen benutzt wird. Auch Ca, Mg, Ca-Si, Ferrosilicium, Alsimin u. v. a. werden in neuster Zeit vielfach als Desoxydationsmittel verwendet.

Die Verbindungswärme des Al mit dem O_2 ist so groß, daß es ihn auch aus kaltem Fe_2O_3 herausholt, sofern nur durch örtliche Erhitzung die Rk. eingeleitet wird. Darauf beruht das Goldschmidtsche Thermitverf., bei dem die Erhitzung durch eine Zündpille aus BaO_2 und Al-Pulver eingeleitet wird. Man kann so in Sekunden kleine bis große Mengen fl. Eisens von etwa 3000° erhalten und auch Legg. herstellen oder das heißfl. Eisen zum Schweißen verwenden.

II. Die Metalle und Legierungen im einzelnen[1]).

Die Normung der Nichteisenmetalle ist ziemlich weit vorgeschritten, wie nachstehende Übersicht zeigt[2]).

DIN		DIN	
1701	Rohnickel.	1708	Bl. 1. Kupfer, Rohstoff.
1703	Weißmetall für Gleitlager und Gleitflächen.	1709	Bl. 1. Messing, Rohstoff.
1704	Zinn.	1710	Silberlot.
1705	Bl. 1 und 2. Bronze und Rotguß.	1711	Schlaglot (Hartlot).
1707	Lötzinn.	1712	Reinaluminium.

[1]) Weiteres s. in der alphabetischen Übersicht (Abschnitt III).

[2]) Die Wiedergabe der im folgenden (mit gelegentlichen redaktionellen Änderungen und kleinen Kürzungen) gebrachten Normblätter erfolgt mit Genehmigung des Deutschen Normenausschusses. — Sie stellt die zur Zeit der Drucklegung gültige Fassung (Datum angegeben) dar. Beim Erscheinen neuer Ausgaben werden diese maßgebend. — Zu beziehen vom Beuth-Verlag G. m. b. H., Berlin S. 14, Dresdener Str. 97.

A. Kupfer und seine Legierungen.

1. Das Kupfer.

a) Charakteristik des Metalls.

Normung (April 1925) des Rohstoffs:

Kupfer.

Rohstoff. Bezeichnung von Hüttenkupfer A: A—Cu DIN 1708*). DIN 1708 Bl. 1.

Benennung	Kurzzeichen	Cu mindestens %	Verwendungsbeispiele
Hüttenkupfer A (arsen- und nickelhaltig)	A—Cu	99,0	Feuerbüchsen und Stehbolzen
Hüttenkupfer B (arsenarm)	B—Cu	99,0	Legg. für Gußerzeugnisse; mit weniger als 60 % Cu für Walz-, Preß-, Schmiedeerzeugnisse
Hüttenkupfer C	C—Cu	99,4	Rohre und Bleche
Hüttenkupfer D	D—Cu	99,6	Legg. mit mehr als 60 % Cu für Walz-, Preß-, Schmiedeerzeugnisse
Elektrolytkupfer E	E—Cu	—**)	El. Leitungen, hochwertige Legg.

*) Siehe die Fußnote 2 auf S. 149.

**) Für die Beurteilung des Elektrolytkupfers für el. Leitungen ist lediglich die el. Leitfähigkeit maßgebend. Eine sachgemäß entnommene, bei etwa 600° geglühte Elektrolytkupfer-Drahtprobe darf für 1 km Länge und 1 mm² Querschnitt bei 20° keinen höheren Widerstand haben als 17.84 Ohm. Im übrigen gelten die Kupfernormen in dem Vorschriftenbuch des VDE, 12. Auflage 1925, Abschnitt 12.

Handelsübliches Raffinadekupfer weist folgende Zus. auf:

Sorte oder Marke	Cu %	Ni %	Pb %	As %	Ag %	Fe %	S %
Mansfelder Gußraffinade . .	99.51	0.28	0.04	0.03	0.03	0.04	—
Mansfelder Walzraffinade . .	99.34	0.30	0.20	0.03	0.03	0.01	0.01
Walzraffinade B	99.21	0.01	0.43	—	0.01	—	—
Feuerbuchskupfer I	99.34	0.06	0.09	0.43	—	—	—
Feuerbuchskupfer II . . .	99.14	0.29	0.01	0.41	—	—	—

Analysen von Handelskupfer

nach E. A. Schott und A. Einenkel (Gießerei-Materialienkunde, Berlin 1920, S. 80).

Bezeichnung	Sorte	Hundertteile										
		Cu	Sn	Pb	Ni	Ag	Sb	Fe	As	S	Bi	O_2
Mooskupfer	Le Play	98.2	—	—	0.6	—	—	0.8	—	—	—	—
	Napier	98.5	1.0	—	—	—	—	Spur	—	0.4	—	—
	Napier	99.0	0.5	—	—	—	—	„	—	0.4	—	—
	Mansfeld	98.4	—	0.57	0.45	0.02	—	0.07	—	0.01	—	—
	Atvidaberg	99.46	—	Spur	0.11	0.06	—	0.01	—	0.02	—	—
	Außerfelden (Salzburg)	97	—	0.70	0.46	—	1.10	—	—	—	—	—
Garkupfer	Steffanshütte	—	—	Spur	0.29	0.01	0.08	Spur	0.13	—	—	—
	Argoda	—	—	0.20	—	0.10	0.04	—	0.64	0.04	—	—
	Klausen	—	—	0.39	—	0.08	0.057	—	0.06	—	—	—
	Konverter-Cu nach Keller	99.25	—	0.01	—	0.36	0.063	—	0.02	—	0.004	0.284

Geschätzte[1]) durchschnittliche Zus. nach J. Czochralski (Z. Met. 1926. **18.** 2):

Hersteller	Kupfer Marke	Hundertteile					
		O_2	Sb	S	Pb	Fe	Ni
Hüttenwerke C. W. Kayser & Co., Berlin	K E R	0.04	0.006	0.005	0.01	—	—
Raritan Copper Works	C Q	0.008	0.003	0.003	0.007	0.002	—
Mansfelder Raffinadekupfer	M R A	0.004	0.006	0.004	0.004	0.008	0.09
Baltimore Copper Works	B E R	0.04	0.005	0.003	0.02	0.017	—

Bei Elektrolyt-Cu ist darauf zu achten, daß es möglichst frei von Einschlüssen von Mutterlauge ist, die sich beim Schmelzen zers. und Cu_2O sowie Cu_2S bildet.

W. Borchers (Kupfer, Halle 1915, S. 353) führt folgende Analysen an, welche die Reinigung von Konverterkupfer (Anode) durch die Elektrolyse gut veranschaulichen. Das Elektrolyt-Cu wurde umgeschm. und zu einem Drahtbarren vergossen.

%	Konverter-Cu	Elektrolyt-Cu	%	Konverter-Cu	Elektrolyt-Cu
Cu	99.1300	99.9500	Fe	0.0110	0.0006
As	0.1183	0.0016	Ag	0.1371	0.0030
Sb	0.0534	0.0015	Au	0.0008	Spur
Ni	0.0420	0.0006	Te	0.0170	—
S	0.2610	0.0025	Pb	0.0065	Spur
Co	0.0018	Spur	Zn	0.0035	0.0001
Bi	0.0038	0.0004			

Das spezifische Gewicht von mech. verformtem und dann geglühtem Elektrolytkupfer (umgeschmolzen) liegt zwischen 8.87 und 8.91, während gegossenes Cu 8.3—8.9 zeigt. Durch steigenden O_2-Gehalt nimmt das SG. ab; mit 0.015 O_2 findet man (bei gewalzten und bei 700° ausgeglühten Stücken) 8.912, mit 0.17 O_2 8.8 und mit 0.36 O_2 8.76. Durch Kaltbearbeitung wird die Dichte nicht nennenswert beeinflußt. Nach Bornemann und Sauerwald (Z. Met. 1922. **14.** 145) ist D. bei 25° = 8.95, 600° = 8.68, 800° = 8.54, 1000° = 8.41, 1200° = 7.81. Die spezifische Wärme beträgt bei 17° 0.0911.

Mechanische Eigenschaften (teilweise nach P. Siebe, Werkstoffhandbuch, Nichteisenmetalle, Berlin 1927[2]), D 6/7): Brinellhärte ($P = 10\,d^2$) gegossen 45 bis ∽ 50, normalisiert 45 bis ∽ 50; K_z gegossen 15—20, normalisiert 21—24; φ gegossen 15—25, normalisiert > 38; ψ normalisiert > 50; E 1210—1230; Ermüdungsfestigkeit nach Moore und Jasper (Engng. 1927. **68.**) ∽ 7 kg/mm² (Schwingungsfestigkeit), wobei nach 100 Millionen Beanspruchungen noch kein Bruch auftritt. Tiefungswerte nach A. M. Erichsen für normales Cu-Blech:

Blechstärke in mm .	0.5	1.0	1.5	2.0
Tiefung in mm . .	10.8	11.78	12.42	13.0

Beim Erhitzen über 200° geht die durch vorausgegangene Kaltbearbeitung erworbene Verfestigung des Cu schnell verloren. Die Warmfestigkeit sinkt auch von 200° ab schnell (vgl. Siebe). Nach M. Rudeloff fällt E bei 400° auf 71, die Kerb-

[1]) Die Werte wurden aus den sehr lehrreichen Kurven, welche die mittlere Zus. der Kupfersorten der Monate über zwei Betriebsjahre darstellen, nur geschätzt, dürften aber den zu errechnenden Werten sehr nahe kommen.

[2]) Im folgenden Text stets gemeint, auch wenn nur Werkstoffhdb. abgekürzt.

zähigkeit (A) von etwa 14.5 mkg/cm² bei Zimmertemp. auf 5.8 mkg/cm² bei 750°. Nach Kürth sinkt die Brinellhärte bei 500° auf 18. Bei tiefen Tempp. steigt die Festigkeit des Cu stark an. K_z erreicht z. B. bei — 170° nach Rudeloff 32, wobei φ wenig, ψ mehr abnimmt. H_B erreicht nach L. Guillet und Cournot bis 66, während A fast unverändert bleibt. Dies ist für den Bau von Kältegeräten wichtig.

Eingehender bei: Bengough und Hanson (J. Inst. Met. 1914. 12. 56); L. Guillet und Cournot (Rev. Mét. 1922. 19. 215); Huntigton (J. Inst. Met. 1912. 8. 126); F. Körber und Rohland (Mitt. Eisen. 1924. 5. 64); Kürth (Z. Ver. Ing. 1909. 53. 85); F. Sauerwald (Z. Met. 1924. 16. 315); F. Sauerwald und H. Wieland (Z. Met. 1925. 17. 358); R. Stribeck (Z. Ver. Ing. 1903. 47. 559); P. Siebe (Kupfer, Berlin 1926); W. Müller (Kupfer und Bronze F. A. 211, Berlin 1918); Bureau of Standards (Kupfer, Circ. 73, Washington 1926); J. Czochralski (Z. Met. 1926. 18. 1).

Die el. Leitfähigkeit des Cu wird schon durch geringe Legierungszusätze stark vermindert, besonders wenn sie mit dem Cu Mischkristalle zu bilden vermögen. Nach der Zusammenstellung von M. Hansen (Werkstoffhdb., D 8) beträgt die el. Leitfähigkeit des Cu (s. a. S. 156):

%	As	Bi	Fe	Mg	Mn	O_2	P	Sb	Si	Sn
0.01	54.5	58.8	57.5	58	59	59.3	58.5	58	57.5	57
0.1	44.0	57.5	50.5	56	54	58.1	39.0	44	57.0	53
0.5	22.0	56.0	∾ 40.0	49	36	54.0	13.0	28	18.0	39

Cu läßt sich gut schweißen und löten und findet außer in der Elektrotechnik mannigfache Verwendung im Maschinen- und Gerätebau, als Dachblech, zu Hausgeräten (die, wenn sie mit Speisen in Berührung kommen, immer verzinnt werden müssen, wegen der Giftigkeit der Kupfersalze) und hauptsächlich zu Legierungszwecken.

b) Kupfer-Cuprooxyd.

Hüttenkupfer aus dem Raffinierofen enthält im Gegensatz zum Elektrolyt-Cu immer etwas Cu_2O, das seine Eigenschaften beeinflußt. Es handelt sich hier also auch um eine Leg., deren Erstarrungsschaubild in Fig. 185 auf S. 98 wiedergegeben ist. Die eutektische Legierung liegt bei 3.4 % Cu_2O und erstarrt bei 1064°. Das Gefügebild von Hüttenkupfer mit verschiedenem O_2-Gehalt in Fig. 265 zeigt bei a eine untereutektische Leg. mit etwa 1.5 % Cu_2O, bei der helle Cu-Kristalle in das feinkörnige Eutektikum eingelagert sind, bei b eine übereutektische Leg. mit rd. 6 % Cu_2O, bei der Cu_2O (dunkel) im Eutektikum mit 3.4 % Cu_2O liegt.

Der O_2-Gehalt von untereutektischem und schwach übereutektischem Cu-Cu_2O kann aus dem Schliffbild nicht nur schnell geschätzt, sondern sogar sehr genau planimetrisch gemessen werden. H. O. Hofman (Trans. Am. I. Min., Oktober 1903) hat gezeigt, daß diese Best. mit der gewichtsanal. übereinstimmt. Da die Meth. einfach, schnell und sicher auszuführen ist, wird sie schon seit einer Reihe von Jahren in Hüttenwerken angewendet, um den Verlauf der Raffination des Cu zu verfolgen. Sehr kleine Mengen Cu_2O sind so genauer zu erkennen als durch Analyse. Cu_2O ist mit dem Polarisationsmikroskop sehr einfach von Cu_2S, Cu_2Se und Cu_2Te zu unterscheiden (s. Figg. 33 u. 34, S. 24). Dasselbe Bild erhält man mit der Dunkelfeldbeleuchtung nach Hauser. Wegen der Abwesenheit von Cu_2O wird Elektrolyt-Cu fast ausschließlich für el. Leitungszwecke verarbeitet und wegen der sonstigen großen Reinheit für hochwertige Legg. verwendet.

Hoher Cu_2O-Gehalt des Cu kann seine Wasserstoffkrankheit hervorrufen, wenn es in Rotglut mit redd. (H_2-haltigen) Gasen in Berührung kommt.

E. H e y n (Z. Ver. Ing. 1902. **46.** 1115) (vgl. a. O. B a u e r und O. V o l l e n b r u c k, Mitt. Matprfg. **1922.** Heft 3 u. 4; Z. Met. 1922. **14.** 296) erklärte diese Krankheit, durch die Cu-Gegenstände beim Erhitzen aufgetrieben werden und Risse erhalten, dadurch, daß H_2 in das glühende Cu eindringt, das Cu_2O red. und dabei Wasserdampf bildet, gegen den Cu undurchlässig ist, so daß es zersprengt werden kann. Die H_2-Krankheit wird nicht nur Fertigerzeugnissen gefährlich, sondern kann auch Cu-Barren schädigen, wenn sie vor dem Walzen erhitzt werden.

c) Phosphorkupfer.

Reines Cu wird für Gebrauchsgegenstände fast nie vergossen, weil es porig wird, besonders durch die Abgabe von O_2 und SO_2, die im fl. Metall in höherem Maße lösl. sind als im erstarrten. Es erfolgen meist kleine Zusätze von Zn, Mg, Mn, Si

$v = 100$. a b $v = 100$

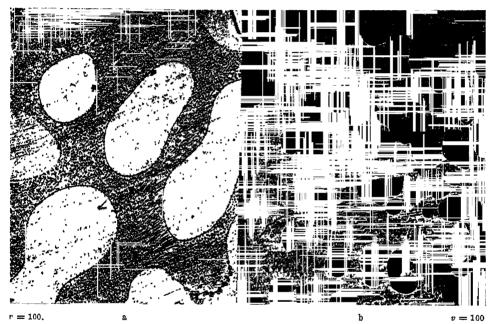



Fig. 265. Gefüge von Hüttenkupfer mit verschiedenem Gehalt an Cu_2O, nur poliert. a untereutektisch mit etwa 1.5 % Cu_2O; b übereutektisch mit rd. 6 % Cu_2O.

(als Siliciumkupfer) und besonders P (als Phosphorkupfer oder -zinn). Diese Desoxydationsmittel werden auch bei den Bronzen (S. 159) mit Vorteil angewendet.

Besonders Phosphorkupfer (Herst. S. 167) ist zweckmäßig und beliebt. Es kommt meist mit etwa 5, 10 oder 15 % P in gekerbten Platten in den Handel. Durch Best. des SG. oder mikroskopisch kann man seinen Gehalt an P leicht feststellen. Das Gefüge (Fig. 266 a, b, c) ist sehr kennzeichnend. Es besteht bei untereutektischem Phosphorkupfer mit 2 % P (Fig. 266 a) aus dunklen Cu-Kristallen in hellem Eutektikum. Das nahezu reine Eutektikum mit 8.27 % P stellt Fig. 266 b dar. Die übereutektische Leg. mit 12 % P (Fig. 266 c) zeigt helle Kristalle der intermetallischen Verb. Cu_3P in das Eutektikum eingelagert. Bei rd. 14 % P wird das ganze Gesichtsfeld fast nur von dieser Kristallart eingenommen. Aus der Menge und Art der Kristalle oder der Menge des Eutektikums kann man den P-Gehalt mit einer für die Praxis genügenden Genauigkeit schätzen.

Phosphorkupfer wird, wie fast alle Desoxydationsmittel, erst zugesetzt, wenn

die geschm. Leg. aus dem Ofen herausgenommen ist. Umrühren der Schmelze ist wegen guter Durchmischung und Abscheidung der Verunreinigungen, die dadurch leichter an die Oberfläche steigen, zu empfehlen. Die Mengen Phosphorkupfer, die

v = 75. a v = 75. b c v = 75.

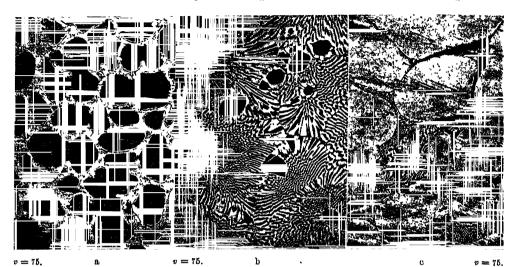



Fig. 266. Phosphorkupfer mit verschiedenem P-Gehalt (poliert).
a untereutektisch mit ∾ 2 % P; b eutektisch mit 8.27 % P; c übereutektisch mit rd. 12 % P.

den Schmelzen zuzusetzen sind, richten sich nach der Zus. der Legg. Ein zu starker Übsch. ist zu vermeiden. Nach der Desoxd. soll nur wenig P übrig bleiben. Ist Zn in der Cu-Leg. vorhanden, so braucht man weniger P. Allgemein wird man mit 2.5—3.5 % 10%ig. Phosphorkupfer auskommen.

Über Phosphorzinn folgen Angaben bei den Zinn-Legg. (Abschnitt L).

d) Desoxydation (Reinigung) der Kupferlegierungen.

Voraussetzung für eine wirksame Reinigung ist, daß das durch das Desoxydationsmittel entstehende Rk.-Prod. in der Schmelze unl. ist und daraus leicht abgeschieden werden kann. Gasförmige Rk.-Prodd. sind am vorteilhaftesten; dann folgen fl., die eine wesentlich geringere D. haben als die Schmelze, so daß sie oben als Schlacke leicht abzuziehen sind. Damit das Desoxydationsmittel schnell und durchgreifend wirkt, muß es in der Schmelze lösl. sein. Ein Übsch., der immer nötig ist, darf keine schädlichen Einflüsse ausüben.

Meist handelt es sich um Entfernung von Cu_2O oder Cu_2S. Phosphorkupfer und -zinn sind besonders für Bronzen und Rotguß sehr geeignet. Für Messing, bei dem nicht mehr als 0.1 P in der Schmelze bleiben darf, ist 25%ig. Mn-Cu vorzuziehen, das mit dem S eine leicht entfernbare Schlacke bildet. Mg wird hauptsächlich für Ni-haltige Cu-Legg. verwendet; bei anderen ist größte Vorsicht geboten. Für sog. Kupferguß wird vorteilhaft Si als Desoxydationsmittel in Form von 10%ig. Si-Cu benutzt. Sonst ist es weniger vorteilhaft, weil es, wie Mg, leicht intermetallische Verbb. bildet, welche die Legg. spröde machen.

Bei stark verunreinigtem Cu, z. B. auch zur Entfernung von Al, wird vor der Desoxd. durch Zusatz von CuO absichtlich oxd., ähnlich wie bei der Raffination des Cu.

Die Menge der Desoxydationsmittel wird meist nach der Erfahrung bemessen und schwankt zwischen 0.1—2 % der Schmelze. Die Desoxd. beim V. d. M. erfolgt

manchmal stufenweise, besonders wenn die Schmpp. der zu legierenden Metalle weit auseinander liegen. Z. B. wird beim Bronzeschmelzen aus Cu und Sn zuerst das niedergeschm. Cu desoxd., dann das Sn zugegeben und erst zuletzt, vor dem Guß, der Rest des Desoxydationsmittels eingeführt. Beim Einschm. von Altmetallen wird vorteilhaft ein Teil des Desoxydationsmittels mit dem Altmetalleinsatz niedergeschm. und der Rest kurz vor dem Guß zugefügt, dann gut gerührt und etwas abstehen gelassen. Wird durch Holzkohle oder Schlackenschichten (Glas, Borax) der Tiegeleinsatz vor Oxd. gut geschützt (durch redd. Schmelzgase), so braucht man weniger Desoxydationsmittel, und die Schmelzen werden leichter rein gewonnen.

Zusatzlegierungen sind nach W. Sander (Werkstoffhdb. O 7):

Mn-Cu mit 30 % Mn, aus aluminothermischem Mn gewonnen, Schmp. ∾ 865°; dient zum Einführen von Mn in Bronzen, Sondermessinge, Ni- und Al-Legg. oder als Desoxydationsmittel für Cu-Schmelzen.

Mn-Zn mit 20 % Mn, Schmp. ∾ 750°; entsprechend für Bronzen, Sondermessinge und Neusilberlegg. sowie zur Desoxd.

Mn-B mit 25—30 % B, 5—9 Al, 2 Fe, 2 Si, aluminothermisch erzeugt; für Sonderbronzen, -messinge und Al-Legg.

Mn-Sn mit ∾ 53 % Mn, Schmp. ∾ 950°; für Sonderbronzen und -messinge.

Mn-Ti, aluminothermisch gewonnen, mit 30—35 % Ti, 7 Al, 4 Si, 1 Fe; als Desoxydationsmittel für Cu und zu Sondermessing.

Mn-Ni (wie Mn-Cu gewonnen) mit 50—70 % Mn, Schmp. ≐ 1000°; für Neusilber- und Münzlegg.

Mn-Cr (wie Mn-Cu hergestellt) mit ∾ 30 % Cr, Schmp. = 1350°; für el. Widerstandsdrahtlegg.

Cu-Ti, aluminothermisch unter Cu-Zugabe erzeugt, mit ∾ 8,5 % Ti, 6 Al, 1 Fe, 1 Si; für Cu-Schmelzen.

Cu-Al-Ti (aluminothermisch) mit 45 % Cu, 35 Ti, 20 Al; für vergütbare Al-Legg.

Ferrokupfer mit ∾ 50 % Cu, unter Cu-Zugabe aluminothermisch gewonnen, Schmp. ∾ 1450°; zum Einführen von Fe in Cu-Legg., besonders Sonderbronzen und -messinge, ohne daß die Schmelzen zu hoch erhitzt werden müssen.

Weitere Angaben: Sitzb. Gew. **1903**; L. Guillet (Rev. Mét. 1906. 3; Z. Met. 1923. **15**. Augustheft (8. Sondermessing); K. Goldschmidt (Aluminothermie, Leipzig 1925).

e) Kupferleitungsdrähte und Leitungsbronzen.

Für Freileitungen dient hauptsächlich hart gezogener Kupferdraht (Hartkupfer) mit K_z 43—45 und el. Leitfähigkeit 55. Wenn größere Festigkeit nötig ist, müssen entweder Cu-Legg. oder Bimetall- (Compound-) Drähte verwendet werden. Nach DIN VDE 8300 ist die Wahl der Zus. freigelassen; es müssen nur die in diesen Normen vorgeschriebenen Werte erreicht werden. Allgemein werden zu den Leitungsbronzen Sn, Mg, Cd, Zn, Si, P allein oder gemischt dem Cu zugesetzt, dessen Gehalt meist 97 % übersteigt. Man wählt zweckmäßig Elektrolyt-Cu und fügt die Leg.-Bestandteile in Form von Zwischenlegg. mit Cu ein.

Leitungsbronze I für Telephondrähte mit K_z 50—52 und 48 el. Leitfähigkeit (λ) ist Cu mit rd. 0.1 % Mg; II: K_z 57—70, λ 36, mit 0.8 Mg oder 1 Sn und 1 Cd; III: K_z 66—75, λ 18, mit etwa 2.4 Sn oder 1.2 Sn und 1.2 Zn.

Die WBz 6 (Phosphorbronze nach DIN 1705 Bl. 1) enthält 6 Sn, Spuren P und wird, wie die folgende, für Antennenlitzen gebraucht. AlBz 5: K_z 80—100, λ 7, mit 5 Al.

Die für Telephonleitungen benutzten sog. Siliciumbronzen enthalten nur sehr wenig Si. Ein höherer Gehalt würde die Leitfähigkeit zu sehr vermindern. Der Zusatz an Si-Cu zur Schmelze wird nur so groß gewählt, daß nach der Desoxd.

höchstens 0.03—1.5 % Si übrig bleiben, die die Festigkeit schon hervorragend erhöhen, wie die nachfolgende Zusammenstellung von Hampe (Ch. Z. 1888. **12**. 893; Met. A. **1888**. 423) und P. Reinglaß (Chem. Technolog. der Legg. 2. Aufl., Leipzig 1926, S. 211) zeigt:

Werkstoff	Chem. Zus. in Proz.					K_z kg/mm²	El. Leitfähigkeit Cu = 100
	Cu	Sn	Si	Fe	Zn		
Gewöhnlicher Kupferdraht	—	—	—	—	—	28.0	100.0
Siliciumbronze für Telegraphendrähte	99.94	0.03	0.03	Spur	—	45.0	98.0
Siliciumbronze für Telephondrähte .	97.12	1.14	0.05	Spur	1.12	83.0	34.0
Draht für el. Leitungen	—	—	0.526	—	—	50.0	28.11
	—	—	3.472	—	—	95.3	6.5
	—	—	0.02 bis0.05	—	—	45.0	98.0

Weitere Angaben über „Erfolge der Cu-Si-Legg.“ siehe Met. Techn. 1928. **53**. 98.

P. Rakowicz (El. Rev.; Met. Techn. 1928. **53**. 97) führt folgende Zahlen an:

Zugesetztes Element %	0.38 Sn	0.35 Zn	0.19 Ni	0.15 Fe	0.12 Mn	0.18 Si	0.04 Cr
El. Leitfähigkeit . . . %	73.0	73.4	79.0	59.2	71.0	55.0	91.5

Zugesetztes Element %	0.07 P	0.08 Al	0.012 Mg	0.024 Mg	0.038 Mg	Cu rein
El. Leitfähigkeit . . . %	63.2	84.1	98.7	94.0	89.5	97.2

2. Bronzen.

a) Allgemeines.

Bronzen sind Cu-Sn-Legg.; doch wird der Name auch auf einige andere Legg. (Aluminiumbronze, gewisse Messingarten, Siliciumbronze) ausgedehnt. Manche Cu-Sn-Bronzen enthalten noch andere Metalle.

Früher glaubte man den Namen „Bronze“ vom griechischen βροντήσιον ableiten zu können. Doch hat E. v. Lippmann (Naturforsch. Ges. Halle; Deutsche Kunst- und Antiquitätenbörse [Der Sammler] vom 27. Jan. 1917, S. 2) gezeigt, daß die Stadt Brunasium nichts damit zu tun hat. Seiner Ansicht nach ist „Bronze“ auf βροντή (Donner) zurückzuführen. Die Ausbildung und Vervollkommnung des Glockengusses im 4. Jahrh. in Campanien, das der Mittelpunkt der römischen Bronzeindustrie war, gibt den Zusammenhang mit „donnerschlagendem Erz“. In der unter griechischem Einfluß stehenden Stadt Capua wurden vermutlich die ersten Glocken gegossen, und das Erz erhielt wohl den Namen Brontesion, abgekürzt Brontea oder Brontia. Daraus entwickelte sich das italienische Wort Bronzo, das in alle anderen Kultursprachen überging.

Normung siehe S. 157 und 158.

Übersicht der wichtigsten Bronzen, hauptsächlich nach Guillet (1906):

Maschinenbronzen: Lagermetalle 81—87 Cu, 19—13 Sn, meist mit 0—8 Zn. — Zahnräder und Getriebe 88—91 Cu, 12—9 Sn. — Hähne, Stopfbüchsen, Dampfpfeifen, meist mit 0—9 Zn.

Geschützbronzen: 88—92 Cu, 12—8 Sn. — Uchatiusbronze 92 Cu, 8 Sn.

Glockenbronzen: 75—80 Cu, 25—20 Sn, in alten Glocken häufig 1 bis 4 Pb. — Schellen 83—84 Cu, 17—16 Sn. — Gongs 82 Cu, 18 Sn. — Gewöhnliche Glocken 78—80 Cu, 22—20 Sn. — Große Glocken 76 Cu, 24 Sn. — Kupferne Glocken 40 Cu, 60 Sn; nach Hiorns 17 Cu, 83 Sn.

Spiegelbronzen: 65—70 Cu, 35—30 Sn. — Teleskopspiegel Birr Castle 70.3 Cu, 29.1 Sn, 0.6 Verunreinigungen. — Ohiometall 68.5 Cu, 31 Sn. — Reflektor

Normung[1]) (6. April 1928):

Bronze und Rotguß.

Werkstoffe. DIN 1705 Bl. 1.

Benennung und Verwendung.

Zinnbronze ist eine Leg. aus Kupfer und Zinn; ist sie mit Phosphor desoxydiert worden, so wird sie auch als Phosphorbronze bezeichnet.

Rotguß ist eine Leg. aus Kupfer, Zinn, Zink und gegebenenfalls Blei.

Sonderbronzen sind Legg., die in wesentlichen Merkmalen der Zusammensetzung von den beiden vorgenannten abweichen, aber mindestens 78 % Kupfer und ein oder mehrere Zusatzmetalle, worunter jedoch nicht überwiegend Zink, enthalten. Nur aus Kupfer und Zink bestehende Legg. sind Messing. Enthalten sie weniger als 78 % Kupfer und mehrere Zusätze, so gelten sie als Sondermessing. (Vgl. DIN 1709 Blatt 1 und 2.)

Bezeichnung von Gußbronze mit 90 % Kupfer und 10 % Zinn
GBz 10 DIN 1705

Gruppe	Benennung	Kurzzeichen	Ungefähre Zus. in Proz.*)				Richtlinien für die Verwendung
			Cu	Sn	Zn	Pb	
Zinnbronzen (Phosphorbronzen)	Gußbronze 20	GBz 20	80	20	—	—	Teile mit starkem Reibungsdruck (z. B. Spurlager, Verschleißplatten, Schieberspiegel) sowie Glocken.
	Gußbronze 14	GBz 14	86	14	—	—	Teile mit starkem Verschleiß; hoch beanspruchte Lagerschalen, Räder, hydraulische App. für Hochdruck.
	Gußbronze 10	GBz 10	90	10	—	—	Allgemein im Maschinen-, Armaturen- u. App.-Bau.
	Walzbronze 6	WBz 6	94	6	—	—	Drähte, Bleche, Bänder.
Rotguß	Rotguß 10 (Maschinenbronze)	Rg 10	86	10	4	—	Allgemein im Maschinen-, Armaturen- u. App.-Bau; Rohrleitungsteile.
	Rotguß 9	Rg 9	85	9	6	—	Lager für Eisenbahnzwecke, Armaturen.
	Rotguß 8	Rg 8	82	8	7	3	Maschinenarmaturen } die blank bearbeitet werden.
	Rotguß 5	Rg 5	85	5	8	3	Eisenbahn- und Maschinenarm. } die blank bearbeitet werden.
	Rotguß 4 (Flanschenbronze)	Rg 4	93	4	2	1	Rohrflanschen und andere hart zu lötende Teile.
Sonderbronzen	Bleizinnbronze 10	Bl-Bz 10	86	10	—	4	Lager für Warmwalzwerke, elektrische Maschinen.
	Bleizinnbronze 8	Bl-Bz 8	80	8	—	12	Lager mit sehr hohem Flächendruck (Kaltwalzwerke).

*) Zulässige Abweichungen im Kupfer- und Zinngehalt sowie zulässige Beimengungen siehe Leistungsblatt DIN 1705 Blatt 2.

Leistungen und Güte vgl. das folgende Leistungsblatt DIN 1705 Blatt 2 sowie, insbesondere auch bezüglich Walzbronze 6, Halbzeugblätter.

[1]) S. Fußnote 2 auf S. 149.

Bronze und Rotguß.

Werkstoffe. DIN 1705 Bl. 2.

Gußstücke, Güte und Leistungen.

Gruppe	Benennung	Kurzzeichen	Ungefähre Zusammensetzung in Proz.				Zulässige Abweichungen in Proz.		Mindestgehalt in Proz.	Zulässige Höchstmengen in Proz. an				Zugfestigkeit σ_B kg/mm² mindestens	Dehnung δ_5 % mindestens	Brinellhärte H 10/500/30 kg/mm² mindestens	Biegegröße Bg mindestens
			Cu	Sn	Zn	Pb	Cu	Sn	Cu + Sn	Pb	Sb	Fe	Zn				
Zinnbronzen (Phosphorbronzen)	Gußbronze 20	GBz 20	80	20	—	—	—2.0	+2.0	99.0	1.0	0.2	0.3	Rest	15	—	180	—
	Gußbronze 14	GBz 14	86	14	—	—	±1.0	±1.0	99.0	1.0	0.2	0.2		20	3	90	—
	Gußbronze 10	GBz 10	90	10	—	—	±1.0	±1.0	99.0	1.0	0.1	0.2		20	15	60	20
Rotguß	Rotguß 10 (Maschinenbronze)	Rg 10	86	10	4	—	±1.0	±1.0	95.0	1.5	0.3	0.3	Rest	20	10	65	15
	Rotguß 9	Rg 9	85	9	6	—	±0.5	±0.5	93.0	2.0	0.3	0.2		20	12	60	15
	Rotguß 8	Rg 8	82	8	7	3	±1.0	+1.0	0.88	4.0	4-5	0.5		15	6	70	—
	Rotguß 5	Rg 5	85	5	7	3	±1.0	±1.5	90.0	5.0	0.3	0.2		15	10	60	—
	Rotguß 4 (Flanschenbronze)	Rg 4	93	4	2	1	±1.0	±1.0	97.0	2.0	0.1	0.2		20	25	50	20
Sonderbronzen	Bleizinnbronze 10	Bl-Bz 10	86	10	—	4	±1.0	±1.0	Cu + Sn + Pb 98.8	6.0	0.1	0.1	1.0	18	15	70	15
	Bleizinnbronze 8	Bl-Bz 8	80	8	—	12	±1.0	±1.0	98.5	14.0	0.3	0.2	0.1	15	8	60	—

Bei Rg 9 kann auf den Zinngehalt der Bleigehalt höchstens bis zur Hälfte angerechnet werden, so daß beim Bleihöchstgehalt von 2 % der Zinngehalt bis auf 7.5 % heruntergehen kann. Der Mindestgehalt Cu + Sn = 93.0 bleibt davon unberührt.

Wismut, Aluminium, Magnesium und Schwefel dürfen höchstens in Spuren vorhanden sein. (Als „Spur" werden Gehalte bezeichnet, die bei Anwendung der in den „Ausgewählten Methoden" des Chemiker-Fachausschusses der Gesellschaft Deutscher Metallhütten- und Bergleute vorgeschlagenen Verfahren und Einwägemengen nicht mehr quantitativ bestimmbar sind.) Arsengehalt in Bronze und Rotguß bis zu 0.02 %.

Gehaltfeststellungen sind nach den „Ausgewählten Methoden" Teil I, Kapitel III Kupfer, C IV vorzunehmen.

Die für die Abnahme verbindliche chemische und mechanische Prüfung soll an angegossenen oder, wenn das Angießen Schwierigkeiten macht, nach vorheriger Vereinbarung mit dem Besteller an getrennt gegossenen Stäben vorgenommen werden. Für Probestäbe soll der kurze Normalstab oder der kurze Proportionalstab nach DIN 1605, und zwar beide rund oder flach, gewählt werden. Die Dicke der Probestücke, aus denen die Probestäbe herausgearbeitet werden, soll sich der Wanddicke der Gußstücke anpassen. Die angegebenen Festigkeitswerte gelten für Gußstücke mit Wanddicken bis zu 25 mm.

Es darf nicht vorausgesetzt werden, daß das Gußstück an allen Stellen die an den Probekörpern ermittelten Eigenschaften aufweist.

Die Härte (Brinellhärte) ist mit einer Kugel von 10 mm Durchmesser und einer Belastung von 500 kg bei 30 Sekunden Druckdauer als Durchschnittswert aus 6 Prüfungen an möglichst verschieden gelegenen Stellen des Gußstückes nach DIN 1605 festzustellen. Bezüglich der Biegegröße wird auf Normblatt DIN 1605 Seite 3 verwiesen.

Sind GBz 20, GBz 14, GBz 10 und Rg 10 infolge besonderer Liefervorschrift mit geringeren zulässigen Abweichungen nur aus Neumetallen herzustellen, so ist dem Kurzzeichen der Index „N" anzufügen z. B. „Rg 10 N".

in Braunschweig 65.2 Cu, 34.8 Sn. — Häufigste Leg. 68 Cu, 32 Sn. — Ägyptischer Spiegel 85 Cu, 15 Sn. — Jetzt meist mit Ni-Zusatz.

Kunstbronzen: Im griechischen Altertum 75—90 Cu, 25—10 Sn. Heute stets mit Zn und Pb. — Bronze für sog. Pariser Kunstgegenstände 94 Cu, 6 Sn. — Chrysokalk ist Sn-reiches Messing.

Münz- und Medaillenbronzen: 90—96 Cu, 10—4 Sn, häufig mit wenig Zn. — Medaillen mit starkem Relief 97 Cu, 2 Sn, 1 Zn. Feinere Medaillen 92 Cu, 8 Sn, mit Spuren Zn. Alte französische und deutsche Scheidemünzen 95 Cu, 4 Sn, 1 Zn; englische Scheidemünzen 90—92 Cu, 10—8 Sn.

Zur *Herstellung* der Bronzen rührt man das vorgewärmte Sn in das geschm. Cu ein, bis eine vollkommene Mischung erreicht ist. Trotz dieses Verf., das Oxd. von Sn vermeiden soll, geht doch ein Teil des Sn verloren, so daß man z. B. 12—13 % anwenden muß, um eine 10%ige Bronze zu erhalten. Altes Material wird mit oder vor dem Cu eingeschmolzen. Auch hier tritt mit der Schwerschmelzbarkeit steigender Sn-Verlust ein (0.3—1.5 %). Zum Schmelzen benutzt man für kleinere Mengen Tiegel, sonst Flammöfen. Die Heizgase müssen frei von S sein. Beim Gießen muß der Trennung der Schmelze in eine Sn-ärmere und Sn-reichere Leg. durch Anw. möglichst niedriger Temp. und schnelle Abkühlung des Gußstücks vorgebeugt werden. Häufig läßt man die Schmelze zunächst in einen Vorherd ab, reinigt sie hier von Schlacken und leitet sie nach hinreichender Abkühlung in die Formen. Handelt es sich vornehmlich um vollkommenste Ausfüllung der Formen, weniger um die Festigkeit, so setzt man gewisse Metalle zu. Zur Verhinderung von Gasentw. als Folge von O_2-Aufnahme wendet man Desoxydationsmittel an.

Eigenschaften. Obgleich Sn selbst sehr weich ist, verleiht es dem Cu eine große, bis 38 % Sn steigende Härte, mit der bis zu einem gewissen Grade auch die Festigkeit und noch schneller die Sprödigkeit wächst, aber zugleich auch Zähigkeit und Geschmeidigkeit abnehmen. Thurston (Rep. on a preliminary investig. of the properties of the Copper-Tin Alloys, Washington 1879) gibt folgende übersichtliche Zusammenstellung dieser Verhältnisse:

Formelmäßige Zusammensetzung der Legierung	Wirklicher Gehalt an Cu %	Wirklicher Gehalt an Sn %	Zugfestigkeit kg/mm²	Torsionswinkel Grad	Elastizitätsgrenze in Teilen der Bruchbelastung (transversal)	Volumgewicht, D.
Cu	100	—	20.0	153	0.346	8.791
$SnCu_{96}$	97.98	1.90	—	317.5	—	8.564
$SnCu_{48}$	96.06	3.76	22.9	247.4	0.350	8.649
—	94.11	5.43	20.0	187.25	0.370	—
—	88.41	11.59	22.3	70.75	0.353	—
—	82.70	17.34	26.0	14	0.565	—
$SnCu_6$	76.64	23.24	15.8	3.4	1.000	8.91 (nach Riche)
—	72.89	26.85	4.7	1	1.000	—
$SnCu_4$	68.58	31.26	1.2	—	1.000	8.938
$SnCu_3$	62.31	37.35	0.5	1	1.000	8.970
$SnCu_2$	51.62	48.09	1.8	1	1.000	8.560
SnCu	34.22	65.80	2.4	1.87	0.625	8.013
Sn_5Cu_3	23.35	76.29	4.9	4.5	0.378	7.835
Sn_3Cu	15.08	84.62	4.7	24.83	0.222	7.657
Sn_5Cu	8.57	91.39	4.6	131.75	0.250	7.487
$Sn_{48}Cu$	0.74	99.02	2.6	387.5	0.333	7.305
Sn	0	100	2.5	556.75	0.273	7.293

Nach Heycock und Neville (Phil. Trans. 1903. **202.** 1) findet sich von den 6 Gefügebildnern (s. S. 100) die Verb. Cu_3Sn (38 % Sn) in den Legg. mit mehr als 33 % Sn und zeigt einen Höchstwert der Ausdehnung, der D., der Härte, der Wärmeleitfähigkeit, der el. Leitfähigkeit und der EMK, sowie ein Minimum der Bildungswärme und einen Potentialsprung. Guillet stellte folgende Zahlen fest:

Cu	Sn	Behandlung	Prop.-Grenze kg/mm²	Festigkeit kg/mm²	Dehnung %	Brinell-Härte
95	5	roh	—	19.2	20	65
		bei 450° abgeschreckt	11.1	24.6	27	—
91	9	roh	10.3	25.4	16.5	76
		bei 700° abgeschreckt	10.5	25	23.5	—
89	11	roh	12.7	26.3	16	88
87	13	roh	13.7	24.1	3	95
		bei 750° abgeschreckt	—	30.5	19	—
84	16	roh	4.7	25	1.4	117
		bei 700° abgeschreckt	—	34.4	2.9	—
79	21	roh	5.5	20.0	0	140
		bei 750° abgeschreckt	23.2	35.2	1.5	—

Das *Gefüge* der reinen Sn-Bronzen bei langsamer Abkühlung besteht bis zu 13.9 % Sn aus α-Mischkristallen, bei 13.9 bis gegen 23 Sn auch aus β-Mischkristallen. Diese sind aber nur bei 800—500° beständig und zerfallen dann in ein Gemisch von $\alpha + \delta$-Mischkristallen. Durch Abschrecken von oberhalb 500° in kaltem W. kann man diesen Zerfall verhindern und die β-Mischkristalle in gewöhnliche Temp.-Gebiete herabbringen, also die Eigenschaften der Bronzen stark beeinflussen. Die Abkühlungsgeschwindigkeit ist bei allen Mischkristalle bildenden Legg. von großem Einfluß auf

v = 50. v = 150

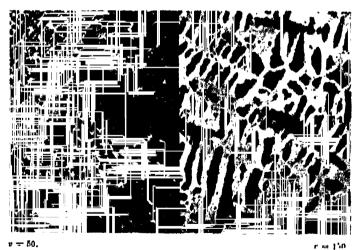



Fig. 267. Bronze mit 12 % Sn mit inhomogenen Mischkristallen (geätzt mit ammkal. $Cu(NH_3)_4Cl_2$)

das Gefüge und die Festigkeit. Bei schneller Abkühlung (z. B. durch Kokillen- oder grünen Sandguß, besonders bei geringen Wandstärken der Gußstücke) entsteht zwar ein verhältnismäßig feines Korngefüge, aber die Mischkristalle sind in sich nicht homogen, sondern der zuerst gebildete Kern ist immer reicher an der Komponente, die den höheren Schmp. besitzt. Nach dem Ätzen tritt dann der für gegossene Bronzen (und Rotguß) kennzeichnende tannenbaumartige Aufbau der inhomogenen Mischkristalle hervor, wie ihn Fig. 267 an einer Bronze mit 12 %

Sn wiedergibt. Durch Ausglühen (mehrere st bei einer Temp. dicht unter der Soliduslinie) gelingt es, diese inhomogenen Mischkristalle vollkommen zu homogenisieren, wie Fig. 268 erkennen läßt, die dieselbe Bronze nach 6stünd. Glühen bei

$v = 150$.

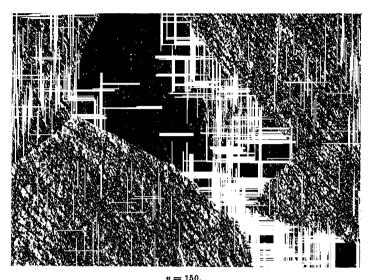



Fig. 268. Bronze wie in Fig. 267, aber ausgeglüht, mit homogenisierten Mischkristallen (geätzt mit amkal. $Cu(NH_4)_2Cl_4$).

750° zeigt. Das Gefüge einer sehr harten, zinnreichen Bronze, ähnlich der Glockenbronze (mit etwa 78.4 Cu, 17.6 Sn, 2.6 Ni, 1.0 Pb, 0.2 Fe) ist in Fig. 269 wiedergegeben. Dieses nach Ätzen mit amkal. $Cu(NH_4)_2Cl_4$-Lsg. erhaltene Gefügebild läßt

$v = 150$.

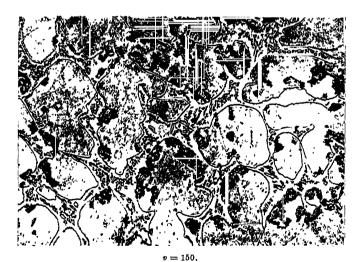



Fig. 269. Gefüge einer zinnreichen Glockenbronze (geätzt mit amkal. $(NH_4)_2CuCl_4$).

erkennen, daß diese Bronze sehr schlecht desoxd. und teilweise verbrannt war (dunkle Einschlüsse).

Wie groß der Einfluß der Abkühlungsgeschwindigkeit auf die Ausbildung des Gefüges einer Maschinenbronze ist, zeigt Fig. 270a und b. Bei Sandguß

(Fig. 270 a) findet verhältnismäßig langsame Abkühlung statt, und das Gefüge wird grobkörnig. Wird von derselben Probe bei Einhaltung derselben Gießtemp. ein Stück

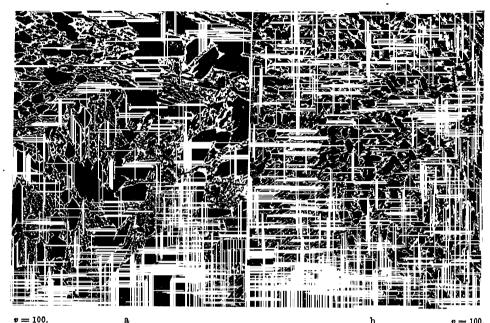



Fig. 270. Gefüge einer normalen Maschinenbronze bei verschiedener Abkühlungsgeschwindigkeit. a grobes Gefüge bei Sandguß; b viel feinkörnigeres bei Kokillenguß (beide mit amkal. $Cu(NH_4)_2Cl_4$ geätzt).

gleicher Abmessung in eiserner Kokille (Schale) gegossen, so entsteht (Fig. 270 b) durch die hier wesentlich schnellere Abkühlung ein viel feinkörnigeres Gefüge, das erheblich bessere Festigkeit ergibt.

Auch die Gießtemperatur oder die Wärmebehandlung kann von großem Einfluß auf das Gefüge und die Festigkeitseigenschaften sein, wie F. W. Rowe (Met. Techn. 1925. 50. 97;

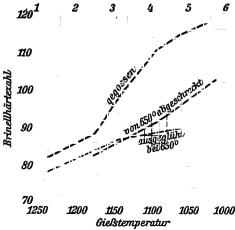



Fig. 271. Einfluß der Gießtemperatur auf die Härte von Bronze.

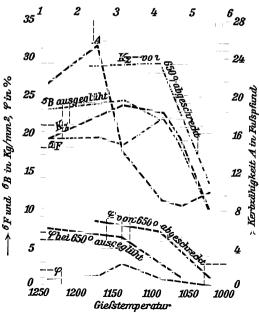



Fig. 272. Einfluß der Gießtemperatur auf die Festigkeit von Bronze.

vgl. Met. I. **1924**. 251) an einer Bronze mit 84 Cu, 15.95 Sn, 0.05 P gezeigt hat. Nach Fig. 271 treten die Unterschiede in der Brinellhärte noch nicht sehr hervor. Doch ist nach Fig. 272 der Einfluß auf die anderen Festigkeitseigenschaften schon sehr erheblich. Besonders das Arbeitsvermögen (A) bei der Kerbschlagprobe zeigt bei 1175° Gießtemp. einen ausgesprochenen Höchstwert. Die Grenze für die beste Zerreißfestigkeit (K_z) und die Fließgrenze (σ_f) sind etwa 1150—1100°. Zieht man

$v = 2$.

Fig. 273. Bruchfläche einer Rotgußlagerschale mit „Ziegelsteinbruch".

die Bruchdehnung (φ) noch mit heran, so wird die günstigste Gießtemp. für diese Abmessungen auf etwa 1125—1130° eingeschränkt.

Bei Bronze und Maschinenrotguß finden wir öfter, besonders bei zu heiß gegossenen und zu langsam erstarrten Stücken, H o h l r ä u m e zwischen den Kristalldendriten, die zu undichten Stellen führen können. Es tritt L u n k e r b i l d u n g ein, die bei zu hoch erhitzten Schmelzen durch die Gasabgabe (besonders SO_2) noch

$v = 50$.

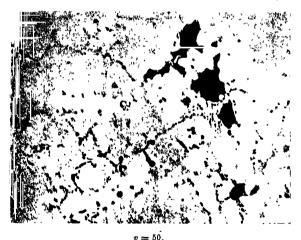



Fig. 274. Querschliff (nur poliert) von Fig. 273 mit Mikrolunkern.

verstärkt wird und zum sog. „Z i e g e l s t e i n b r u c h" führt, bei dem die Bruchfläche hauptsächlich in der Mitte, wo die stärkste Mikrolunkerbildung auftritt, ziegelrot bis rotbraun erscheint. Die restlichen Anteile der Schmelze ziehen sich hier bei der Erstarrung zurück und legen die Kristalldendriten bloß. In die Hohlräume eindringende Luft erzeugt jene Oxydationsfarben schon bei der Erstarrung, wie Fig. 273 auf der Bruchfläche einer Rotgußlagerschale veranschaulicht. Mikroskopisch zeigt sich bereits auf polierten Schliffflächen (Fig. 274 Querschliff von Fig. 273) die Mikro-

lunkerbildung als Ursache des Ziegelsteinbruchs. In Fig. 275 erscheinen Hohlräum zwischen den Dendriten und kleine Schlackeneinschlüsse bei einer Maschinenbronz mit etwa 85 Cu, 8 Sn, 5.5 Zn und 1.5 P. Nach diesem Aussehen kann man scho sagen, daß die vorliegende Maschinenbronze minderwertig ist; und tatsächlich stamm die Probe von einem im Betriebe ungeeigneten Gußstück. Durch richtiges Umschm. gute Desoxd. und Entgasung, besonders Entschwefelung, kann solcher Rotguß wiede zugute gemacht werden.

Vgl. M. v. Schwarz, Reinigung von Rotguß mit dem Walterschen Raffinationsmitte (Met. Techn. 1927. 52. 361).

Verwendung und *Bearbeitung*. In der Technik benutzt man nur Cu-reiche Bronzen die sich gut schmieden, walzen, stanzen, ziehen, drücken lassen. Bei etwa 6 % Sı schwindet die Geschmeidigkeit. Zinnreichere Bronzen sind nur in glühendem Zustanc zu bearbeiten. Bronzen mit 15—22 % Sn besitzen nur in einem eng begrenzter Hitzebereich, bei dunkler Braunrotglut, hinreichende Geschmeidigkeit und zerfallen bei jeder anderen Temp. unte dem Hammer. Die zinnärmeren Bronzen nehmen durch Bearbeiten bei gewöhnlicher Temp. bedeutende Elastizität und Härte an, wodurch ihre Gebrauchsfähigkeit in gewisser Weise de des Stahls angenähert wird. Das Schwindmaß für 10%ige Bronze beträgt etwa 0.75, für 20%ige etwa 1.5 %. Naturharte oder durch Bearbeitung in der Kälte gehärtete Bronzen, besonders die Sn-reicheren, verlieren durch Erhitzen auf Dunkelrotglut und Ablöschen in W. (Anlassen) einen Teil ihrer Härte und Sprödigkeit.

$v = 100$.
Fig. 275. Maschinenbronze, nur polierter Schliff, mit dendritischen Hohlräumen und kleinen Schlackeneinschlüssen.

Für die Verwendbarkeit der Bronzen kommt neben dem Nichtrosten vielfach auch ihre Polierfähigkeit, geringe Reibung und Klangfülle in Betracht.

An der Luft bedeckt sich Bronze, wie reines Cu, mit einem dichten blau- bis braungrünen etwas glänzenden Überzug (Patina, Edelrost, Aerugo nobilis, Verde antico), der aus basischem Kupfercarbonat besteht. Patina ist besonders schön auf antiken Bronzen, bildet sich aber auch auf modernen Bronzen in reiner Luft, während in großen industriereichen Städten die Bronze infolge der B. von CuS durch H_2S- und SO_2-Gehalt der Luft schwarz wird. Patina kann auf Bronzen von verschiedener Zus. entstehen; auf manchen Legg. bildet sie sich aber schneller und sicherer als auf andern. Hoher Zn-Gehalt ist, wenn nicht ganz besonders günstige Verhältnisse vorliegen, sehr schädlich und veranlaßt einen rauhen schwarzen Überzug. Noch ungünstiger als Zn wirkt As. Zur Beförderung der B. schöner Patina erzeugt man eine reine glatte Oberfläche, wäscht in großen Städten von Zeit zu Zeit mit Seifenwasser und übergießt die Gegenstände nach dem Waschen mit Öl.

Vgl. Vanino und Seitter, Die Patina, ihre natürliche und künstliche Bildung (Wien 1901).

b) Einzelne Bronzen.

Geschütz- und *Spiegelbronze* haben heute fast nur noch geschichtliches Interesse. Von der ersteren fordert man vor allem Härte, Festigkeit, Elastizität, Zähigkeit und

Widerstandsfähigkeit gegen die Pulvergase. Man stellt sie aus reinem Cu und Sn her und setzt höchstens geringe Mengen Zn oder Phosphorkupfer (Desoxd.!) zur Erhöhung der Gießbarkeit, Festigkeit und Zähigkeit zu. Spiegelbronzen müssen hart und gut polierbar sein. Man benutzt Legg. aus etwa $^2/_3$ Cu und $^1/_3$ Sn, die sich durch helle Farben auszeichnen. Die Spiegelfläche darf nicht anlaufen. Deshalb sind andere Zusätze (Ni etwa ausgenommen) nicht anwendbar; besonders schädlich sind Sb und As. Möglichst feinkörniger, porenfreier und homogener Guß ist für Metallspiegel und Strichplatten für Beugungsgitter anzustreben.

Bei *Kunstbronzen* kommt es weniger auf Festigkeit als auf Farbe, Wetterbeständigkeit und Patinabildung an. Reine Cu-Sn-Bronzen sind für Kunstguß zu strengfl., seigern leicht und sind nur schwierig mit dem Meißel und Schaber zu bearbeiten. Man setzt ihnen deshalb Zn zu, wodurch alle diese Nachteile behoben werden, besonders wenn außerdem noch Pb (1—3 %) beigegeben wird, das die Bearbeitung, insbesondere das Ziselieren, sehr erleichtert. Kunstbronzen sollen einen warmen rotgoldenen Farbton aufweisen und durch die Atmosphärilien eine schöne Patina erhalten. A. Krupp (a. a. O., S. 209) gibt folgende Übersicht über Statuenbronzen verschiedener Farbe:

Gehalt in Proz.			Farbe	Gehalt in Proz.			Farbe
Cu	Zn	Sn		Cu	Zn	Sn	
84.42	11.28	4.3	rotgelb	78.09	18.47	3.44	orangegelb
84.0	11.0	5.0	orangerot	73.58	23.27	3.15	„
83.05	13.03	3.92	„	73.0	23.0	4.0	hellorange
83.0	12.0	5.0	„	70.36	26.88	2.76	hellgelb
81.05	15.32	3.63	orangegelb	70.0	27.0	3.0	„
81.0	15.0	4.0	„	65.95	31.56	2.49	„

S. a. bei P. Reinglaß die zahlreichen Analysen von alten und neuen Bronzen für Statuen und Münzen.

Fig. 276 zeigt das Gefüge einer normalen Kunstbronze nach dem Ätzen mit amkal. $(NH_4)_2CuCl_4$-Lsg. — Gewisse chinesische und japanische Legg. mit 10—16 Pb und 0.5—6 Zn sind sehr zerbrechlich, nehmen aber beim Erhitzen eine schöne matte schwarze Patina an.

$v = 50$.
Fig. 276. Gefüge einer „Kunstgußbronze" (mit amkal. $Cu(NH_4)_2Cl_4$ geätzt).

Glockenbronze (Glockengut, Glockenspeise) besteht nur aus Cu und Sn. Die Klangfülle wächst mit der Härte. Doch ist auch Zähigkeit erforderlich, damit die Glocke den Schlägen des Klöppels widersteht. Die Auftreffstelle des Klöppels ist besonders gefährdet. Man richtet deshalb jetzt das Gehänge so ein, daß man die Glocke (jeweils nach einigen Jahren) um ein kleines Stück drehen kann, so daß der Klöppel nun an einer anderen Stelle des Randes auftrifft. Die Tamtams und Gongs bestehen aus Glockenbronze und erlangen ihren weithin vernehmbaren Ton durch Schmieden unter Braunrotglut (vgl. Riche, A. Ch. Ph. 1873. [4] **30.** 351).

Münzenbronzen erhalten ihre Widerstandsfähigkeit gegen Abnutzung schon durch wenige Proz. Sn. Um die Gießbarkeit in dünne Platten zu erleichtern, setzt man

etwas Zn zu. Denkmünzen und Preismedaillen stellt man aus reiner Bronze her, weil die erhöhten Schmelz- und Prägekosten bei der beschränkten Anzahl der Stücke wenig in Betracht kommen. Bei zinnreicheren Bronzen verbessert man die Prägbarkeit durch (manchmal öfter zu wiederholendes) Anlassen.

Maschinenbronze erfordert Festigkeit schon im gegossenen Zustand, Widerstandsfähigkeit gegen mech. Abnutzung und gegen chem. Einflüsse. Auch komplizierte Maschinenteile lassen sich aus Bronze leicht gießen. Sie behalten selbst nach der Auswechslung einen Teil ihres Wertes als Altmetall. Für alle Verww., bei denen Reibung in Betracht kommt (Lager, Dichtungsringe), benutzt man Bronzen, die durch ihre größere Weichheit die schwerer und mit größeren Kosten auswechselbaren Teile vor Abnutzung schützen, freilich ohne den Unterschied in der Härte so groß zu machen, daß schneller Verschleiß erfolgt. Widerstandsfähigkeit gegen chem. Einflüsse und die phys. Eigenschaften machen die Bronze verwendbar zu Drahtgeweben, Sieben an Pochwerken, zu Hochöfendüsen, Zeugdruckwalzen, Grubenseilen, Schiffsbeschlägen, maschinellen Einrichtungen für Pulverfabriken (zur Vermeidung von Zündungsgefahr durch Funkenbildung) usw.

Für bestimmte Zwecke, namentlich des Maschinenbaus, hat man die Bronzen durch gewisse Zusätze geeigneter zu machen gesucht. So entstanden die zahlreichen Spezial- oder Sonderbronzen der neueren Zeit, von denen einige große Bedeutung erlangt haben.

c) Sonder- oder Spezialbronzen.

Die Bezeichnungen dieser Legg. sind sehr mannigfache, meist nach den Zusätzen oder dem Verwendungszweck. Aus den nachstehenden Übersichten der von nur zwei Werken hergestellten Sonderbronzen ersieht man, wie nötig eine Normung ist.

Die Deutsche Phosphorbronze-Industrie E. v. Münstermann G. m. b. H., Gleiwitz, verzeichnet:

Nr.	Qualitätsbezeichnung und Zweckeignung
	Phosphorbronze
1	für: gewöhnliche Lager, Büchsen, Stangen, Armaturteile usw.,
2	mittelbeanspruchte Maschinenlager und Büchsen,
3	mittelbeanspruchte Walzenlager,
4	Eisenbahn-Lokomotiv- und Waggonlager.
	Spezial-Phosphorbronze
5	für: Pumpengehäuse, Plunger, Saug- und Druckventile, Ventilgehäuse, Ventilsitze, Ventilkegel, Rohrfassonstücke,
6	Hochofenwindformen, Schlackenformen, Kühlkästen,
7	Zylinderfutter, Walzenmäntel,
8	Lederwalzen, Lederwalzenüberzüge.
	Dr. Künzels Original-Phosphorbronze
9	für: hochbeanspruchte Maschinenlager und Büchsen,
10	hochbeanspruchte Walzenlager,
11	Zahnräder, Zahnstangen, Schneckenräder, Zentrifugalpumpen, Leit- und Laufräder usw.,
12	Steuerkörper, Druckmuttern usw.,
13	Lokomotiv- und Maschinenschieber, Schieberplatten, Gleitplatten, Kolbenringe usw.
	Seewasserbeständige Phosphorbronze
14	für: Schiffsmaschinenteile, wie Lager, Pumpenkörper, Kondensatordeckel, Wellenrohre, Propellerwellenüberzüge usw.

Nr.	Qualitätsbezeichnung und Zweckeignung
	Dr. Künzels Original-Phosphorbronze, säurebeständig
15	für: Beizkörbe, Beizkorbspindeln,
16	Holländer- und Grundwerksmesser,
17	zink- und eisenfreie Holländer- und Grundwerksmesser,
18	Walzenschaber.
	Hochsäurewiderstandsfähige Spezialphosphorbronze
19	für: Teile gegen konzentrierte Salz- und Salpetersäure,
20	Teile gegen Chlor und Chlorid, sowie gegen Hypochlorit,
21	Teile gegen sonstige Säuren,
22	Schmiede- und Preßteile.
	Nickel-Phosphorbronze
23	für besonders hoch beanspruchte Teile.
	Spezial-Heißdampf-Nickellegierung
24	für: Teile für überhitzten Dampf bis zu 200°,
25	Teile für überhitzten Dampf bis zu 500°.
	Hochschmiedbare Edelbronzen (geschmiedet):
26	Diamantbronze (70—90 kg Festigkeit) 10—5 % Dehnung, für hochbeanspruchte säurebeständige Schmiedeteile.
27	Reichsbronze A (60—70 kg Festigkeit) 10—5 % Dehnung, Eignung wie vor, besonders für Bandfedern (Elastizitätsansprüche).
28	Reichsbronze B (50—60 kg Festigkeit) 15—10 % Dehnung, für mittelmäßig beanspruchte, jedoch säurebeständige Schmiedeteile.
29	Stahlbronze (50—60 kg Festigkeit) 20—15 % Dehnung.
30	Manganbronze (40—50 kg Festigkeit) 30—20 % Dehnung, für entsprechend beanspruchte Schmiede- und Preßteile.

Es folgen die Tabellen auf S. 168 bis 170.

Phosphorbronze ist mit P desoxydierte Cu-Sn-Bronze. Man führt P als Phosphorzinn oder Phosphorkupfer ein. Ersteres wird durch Lösen von etwa 10 % P in geschm. Sn, letzteres durch redd. Zusammenschm. von 4 Tln. saurem Calciumphosphat mit 1 Tl. Kohle, etwas SiO_2 und 2 Tln. gekörntem Cu dargestellt, wobei das Cu leicht bis 15 % P aufnimmt. Der Rückhalt an P in der Bronze, also der Übsch. des zur Desoxd. erforderlichen, darf nach Guillet nur 0.001 % betragen, wenn die besten Eigenschaften der Bronzen erzielt werden sollen. Bei größerem P-Gehalt steigen zwar zunächst noch Festigkeit und Schmelzbarkeit, aber die Zähigkeit nimmt schnell ab. Nach anderer Ansicht ist ein größerer P-Gehalt kaum schädlich, für Lagerbronzen sogar manchmal erwünscht und vorteilhaft.

Den Einfluß des P auf die mech. Eigenschaften der Zinnbronze zeigen Verss. der Geschützgießerei in Wien:

Cu	Sn	P	Zn	Prop.-Grenze kg/mm_2	Festigkeit kg/mm^2	Dehnung %
90.93	9.03	—	—	9.3	24.6	23
90.85	8.92	Spur	0.23	11.3	26.5	30
89.18	9.60	0.47	0.75	9.3	21.4	6

Bei hart gezogenen Drähten sind Festigkeiten bis zu 112 kg/mm^2 beobachtet worden. Derselbe Draht zeigte nach dem Ausglühen 41 kg.

Phosphorbronzen mit 4—6 % Sn dienen zu Drähten, besonders für die feinen Siebe in Papier- und Zellstoffabriken. Der P-Gehalt verstärkt die chem. (Forts. S. 171)

Die Fürstlich Hohenzollernsche Hüttenverwaltung Laucherthal verzeichnet folgende Edelbronzen:

I. Schmiedebronzen.

Qualitätsbezeichnung	Nickelbronze			Extrabronze hart	Extrabronze zäh
Marke	N. B. I	N. B. II	N. B. III	E. B. h.	E. B. z.
Verwendungszweck	Wellen für Säure- und Grubenwasserpumpen; Maschinenteile, auf Temp., Bruchfestigkeit und Säurebeständigkeit außergewöhnlich beansprucht			Stangenmaterial ◯ □ ⬡ ▭ für höchstbeanspruchte Maschinenteile, Lagerbüchsen, Schnecken- und Schraubenräder, Armaturen, Verschalungen, Schutzkappen usw.	
a) Spezifisches Gewicht	8.5	8.1	8.1	7.6	7.6
b) Schmelzpunkt . . . t°	1120	1050	950	1050	1050
c) Druckfestigkeit . . . kg/mm²	280	110—120	60—70	125	130
d) Zerreißfestigkeit . . . kg/mm²	85—100	65—70	45—50	75—100	75—90
e) Streckgrenze . . . kg/mm²	60—85	33—40	16—20	50—60	40—55
f) Bruchdehnung . . . %	15—8	25—20	60—40	12—5	20—12
g) Kugeldruckhärte nach Brinell	250—280	190—210	120—130	220—240	200—220
h) Wechseldauerschlagprobe, Schläge	39 232	26 848	27 326	108 492	101 483
i) Elektrische Leitfähigkeit	5.16	4.58	5.0	4.625	4.625
k) Spezifische Wärme	0.099	0.097	0.100	0.108	0.108
l) Wärmeausdehnung, 1 m bei 1°, mm	0.0158	0.0146	0.0146	0.016	0.016
m) Wärmeleitfähigkeit	0.174	—	—	0.152	0.152
n) Schwindmaß . . . % etwa	1.62	1.59	1.59	1.8	1.8

Qual.-Bez.	Ventilbronze	Siliciumbronze	Dynamobronze	Dynamobronze zäh	Räderbronze hart	Räderbronze mittel	Räderbronze weich
Marke	V. B.	Si. B.	D. B.	D. B. z.	S. M. B. h.	S. M. B. m.	S. M. B. w.
Verw.-Zweck	Federn, Ventile und Armaturen, Gleitsteine, Lagerbüchsen	Matrizen und Stempel in höchst erreichbarer Härte	Stangenmaterial ◯ □ ⬡ ▭ für hochbeanspruchte Achsen, Schrauben, Kolbenstangen, Armaturen, Lagerbüchsen, Gesenkpreßstücke, Schnecken- und Schraubenräder, nahtlos geschmiedete Wicklungskappen und Zahnkränze		Zähhartes Stangenmaterial, Spezialmaterial für Schnecken- und Schraubenräder höchster Umlaufzahl, Zahnkränze und Zahnritzel, Lagerbüchsen für schnellaufende Wellen, Gesenkpreßstücke, Gewindebüchsen, Schrauben, Muttern, Zugringe		
a)	7.47	7.2	7.56	7.6	7.6	7.6	7.6
b)	1035	1010	1070	1080	980	980	980
c)	120—130	140—150	135	135	135—145	120—125	25—35
d)	85—95	80—90	70—80	65—75	60—70	55—65	50—60
e)	60—70	70—80	32—45	28—40	22—35	20—30	18—25
f)	5—3	0.5—0.2	20—12	30—20	25—15	30—25	45—30
g)	240—260	330—350	190—210	150—160	150—170	130—150	120—140
h)	47 756	641 232	75 169	49 580	32 385	27 550	25 570
i)	4.6	4.6	4.9295	4.762	4.802	4.892	4.9227
k)	0.104	0.104	0.107	0.107	0.106	0.106	0.106
l)	0.016	0.016	0.0162	0.0162	0.0149	0.0149	0.0149
m)	0.090	—	0.079	0.079	0.208	0.208	0.208
n)	1.65	1.74	1.55	1.55	1.66	1.66	1.66

ıalitätsbezeichnung	Kupfer-Nickelbronze	Säurebronze		Heißdampf-Armaturen-Bronze	Neusilber
ırke	M. O. B.	10% A. B.	N. S. B.	C. N. M.	N. S.
rwendungszweck	Stangenmaterial, Fasson-, Gesenkpreßstücke für chem. Fabriken, Heißdampf und Motoren, besonders säurebeständig	Achsen, Wellen, Schrauben für chem. Fabriken, Armaturen und Maschinenteile, die mit Säuren und säurehaltigem Grubenwasser in Berührung kommen		Frei von Zn und Al; Spezialmaterial für Heißdampf-Armaturen	Stangenmaterial, Büchsen undRinge, Gesenkpreßstücke
Spezifisches Gewicht	8.9	7.5	8.85	8.88	8.3
Schmelzpunkt . . . . . t°	1360	1020	1050	1060	865
Druckfestigkeit . . . kg/mm²	30—40	125—135	45—55	20—30	125—135
Zerreißfestigkeit . . . kg/mm²	60—70	55—65	50—60	30—35	55—65
Streckgrenze . . . . kg/mm²	35—45	16—23	30—36	18—21	23—28
Bruchdehnung . . . . %	40—25	20—12	20—15	35—25	35—25
Kugeldruckhärte nach Brinell .	160—170	160—180	150—160	70—75	170—180
Wechseldauerschlagprobe, Schläge	—	24 060	16 386	2848	52 648
Elektrische Leitfähigkeit . . .	4.0	8.1801	13.964	6.3101	3.8027
Spezifische Wärme	—	0.113	0.091	0.087	0.101
Wärmeausdehnung, 1 m bei 1°, mm	—	0.0167	0.0146	0.0165	0.019
Wärmeleitfähigkeit	0.06	0.267	0.357	0.199	0.034
Schwindmaß . . . . % etwa	2.1	1.64	1.57	1.54	1.93

ıal.-ez.	Hartkupfer		Maschinenbronze	Stahlbronze hart	Stahlbronze weich	Turbinenmessing	Schraubenmessing
ırke	H. K. I	H. K. II	M. B.	St. B. h.	St. B. w.	T. M.	S. M.
rw.-eck	Spezialmaterial für Schleifringe bis 2 m Dm., nahtlos geschmiedet und auf höchst erreichbare Härte vergütet		Stangenmaterial in den verschiedensten Profilen, roh und blankgezogen, nahtlos im Gesenk geschmiedete Lagerbüchsen, Ringe, Preßstücke, Wellen bis 300 mm Dm. und 2000 kg Gew.			Stangen und Profile, roh und blank, Gesenkpreßstücke	Stangen und Profile, roh und blankgezogen, Gesenkpreßstücke
a)	8.86	8.8	8.2	8.2	8.2	8.15	8.4
b)	1080	1100	860	860	870	860	870
c)	—	—	100	95—100	90—95	—	90
d)	26—32	40—50	60—70	50—60	45—55	50—70	35—42
e)	20—25	25—35	28—35	20—35	18—25	25—40	12—18
f)	35—10	20—15	25—15	25—15	30—20	45—30	30—10
g)	70—90	130—145	175—200	120—140	110—130	90—150	80—90
h)	—	—	59 727	10 273	8680	—	5130
i)	15.835	13.5	5.3037	5.6937	5.6937	—	12.86
k)	0.094	—	0.101	0.100	0.100	—	0.089
l)	0.0167	—	0.019	0.0187	0.0187	—	0.0192
n)	—	—	0.108	0.076	0.076	—	0.114
n)	1.66	—	2.00	1.83	1.83	—	1.82

II. Gußbronzen.

Qualitätsbezeichnung	Hochdruckbronze	Phosphorbronze hart	Phosphorbronze zähhart	Heißdampfarmaturenbronze	Spezialgußbronze	
Marke	H. B.	Ph. B. h.	Ph. B. z.	C. N. M.	M. B.	St. B.
Verwendungszweck	Hydraulik und Kompressoren für höchsten Innendruck	Besonders hochbeanspruchte Lagerschalen, Lagerbüchsen, Gleitbacken	Lagerbüchsen, Lagerschalen, Schneckenräder, Armaturen	Gut schmiedbar, frei von Zn und Al. Spezialmaterial für Heißdampfarmaturen	Gut schmiedbar. Gußstücke mit höchster Beanspruchung für Motoren, Kraftwagen, Ventilatoren für Dynamos, Turbogeneratoren, Geschütze und Minenwerfer	
Spezifisches Gewicht	8.7	8.4	8.6	8.70	8.2	8.15
Schmelzpunkt t°	930	940	950	1060	860	870
Druckfestigkeit kg/mm²	95—103	110—110	110—120	20—30	80—90	70—80
Zerreißfestigkeit kg/mm²	17—20	20—30	20—30	25—35	50—70	45—60
Streckgrenze kg/mm²	10—14	15—20	14—18	10—15	30—40	15—20
Bruchdehnung %	12—8	15—2	20—10	35—30	20—10	30—15
Kugeldruckhärte nach Brinell	70—80	150—170	100—120	70—80	140—160	110—130
Elektrische Leitfähigkeit	—	5.8566	5.8566	6.3101	5.3037	5.6937
Spezifische Wärme	—	0.084	0.084	0.087	0.101	0.100
Wärmeausdehnung, 1 m bei 1°, mm	—	0.018	0.018	0.0165	0.019	0.0187
Wärmeleitfähigkeit	—	—	—	0.199	0.076	0.076
Schwindmaß % etwa	1.68	1.54	1.54	1.54	2.0	1.83

Qualitätsbezeichnung	Säurebronze				Rotguß	Messing
Marke	S. B.	10% A.B.	N. S. B.	G. B.	R.	M.
Verwendungszweck	Frei von Zn; höchste Säurebeständigkeit; Armaturen, Pumpenteile	Gut schmiedbar; zinkfrei; bes. beständig gegen H_2SO_4; hochbeanspruchte Schneckenräder, Pumpenteile	Gut schmiedbar; frei von Zn und Al; besonders für Heißdampf u. Motoren	Mit viel Ni; besonders alkalibeständig	Lagerschalen, Lagerbüchsen, Armaturen	Armaturen und Massenartikel
Spezifisches Gewicht	8.8	7.5	8.85	8.3	8.5	8.4
Schmelzpunkt t°	970	1020	1050	880	960	870
Druckfestigkeit kg/mm²	115—120	125—135	—	900—100	110—110	50—60
Zerreißfestigkeit kg/mm²	25—35	40—50	25—35	20—25	15—20	16—20
Streckgrenze kg/mm²	16—20	20—25	20—25	12—15	12—16	10—12
Bruchdehnung %	20—15	25—12	10—3	20—12	10—5	20—18
Kugeldruckhärte nach Brinell	80—85	150—170	110—120	130—140	60—80	90—100
Elektrische Leitfähigkeit	—	8.18	13.964	—	—	12.86
Spezifische Wärme	—	0.113	0.093	—	0.089	0.89
Wärmeausdehnung, 1 m bei 1°, mm	—	0.0167	0.0161	—	0.017	0.192
Wärmeleitfähigkeit	—	0.267	0.357	—	0.14	0.22
Schwindmaß % etwa	1.61	1.64	1.57	1.8	1.64	1.40

Widerstandsfähigkeit, namentlich gegen Seewasser. Schiffsbeschlag aus Phosphorbronze verlor in Seewasser 1.16 %, englisches Kupferblech 3.04 %. Leitungsdrähte haben bis 90 und 100 kg/mm² Bruchfestigkeit und werden deshalb trotz ihrer viermal geringeren Leitfähigkeit gegenüber Cu-Drähten häufig angewandt. Bronzen mit etwa 7 % Sn werden für Dampfventile, ähnliche Maschinenteile und Armaturen, solche mit 10—11 % für Zahnräder benutzt. Außerdem verwendet man Phosphorbronze zu Federn für el. Schalter, Patronenhülsen, Sprengkapseln und Zündhütchen, Gewehrverschlüssen und Gewehrläufen, zu Hochofenformen, Pumpen, hydraulischen Pressen und Dampfkolbenliderung, zu Dampfschiffschrauben, Geräten für Pulverfabriken, Grubenförderseilen, Kabeln für Blitzableiter, zu Wassermessern usw.

Neuerdings vertreibt die Firma Spezialbronze G. m. b. H., Berlin W 8, Rohre aus Antifriktionsphosphorbronze, Marke Caro MBC 75, nahtlos, kalt gezogen, besonders für allerhöchst beanspruchte Lager und Buchsen für den Automobil-,

$v = 100$. a b $v = 500$.

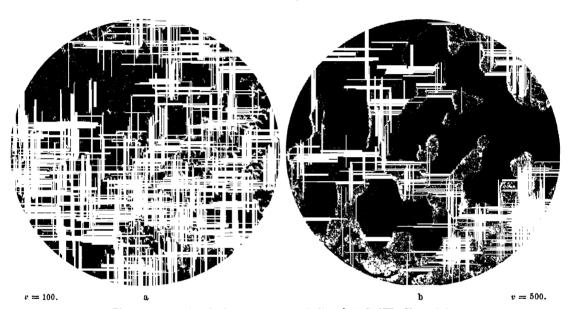



Fig. 277a u. b. Phosphorbronze, gegossen (mit amkal. $Cu(NH_4)_2Cl_4$ geätzt).

Elektromotoren- und Maschinenbau. K_z 60—90 kg/mm², Brinellsche Kugeldruckhärte 150—225, φ 25—3 %, ψ 35—15 %. Die Bronze enthält etwa 90—91 Cu, 9—8 Sn und $^1/_2$ P, ist vollkommen frei von Zn, Fe, Pb, Al und anderen die Gleitfähigkeit beeinträchtigenden Beimengungen.

Fig. 277 a und b zeigt solche Bronze im Gußzustand, bei dem das Gefüge noch recht grobkörnig ist, Fig. 278 ein aus derselben Bronze kalt gezogenes nahtloses Rohr im Längsschliff.

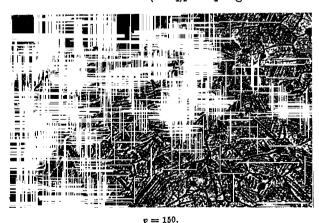
Allgemeiner wird die Walzbronze nach DIN 1705 Bl. 1 WBz 6 mit 6—10 Sn durch Walzen oder Ziehen zu Halbzeugen verarbeitet. Die Desoxydation erfolgt im Schmelzfluß mit 0.02—0.05 % P-Cu. Früher wurde meist Sandguß, heute wird aus wirtschaftlichen Gründen fast nur Kokillenguß angewendet. Für Sonderzwecke werden runde Platten zur Herst. von Draht, Ringe, Büchsen oder Rohre auch nach dem Schleudergußverf. gewonnen, wodurch die Gußstücke sehr dicht werden. Beim Kokillenguß sind Lunker, Seigerungen und besonders die Zinnsäurekrankheit der Gußstücke schwierig vollständig zu vermeiden. Durch schnelle Entfernung aus der Gußform und schnelles Abkühlen an der Luft erhalten die Gußstücke die für die

Weiterverarbeitung wichtige höhere Festigkeit und Dehnung. Vor der Kaltbearbeitung wird zweckmäßig die Bronze nach langsamem Erhitzen bei 550—600° ausgeglüht.

$v = 200$.
Fig. 278. Längsschnitt durch ein kalt gezogenes Rohr derselben Bronze wie Fig. 277 a u. b (mit amkal. $Cu(NH_4)_2Cl_4$ geätzt).

H. Borbeck (Werkstoffhdb. F 5) gibt für die mech. Eigenschaften der Walzbronze, die stark vom Sn-Gehalt beeinflußt werden, folgende Mittelwerte an:

		Stangen	Drähte	Bleche und Bänder
weich	Zugfestigkeit . . . . kg/mm²	—	40—50	40—50
	Dehnung . . . . %	—	50—70	60—70
	Brinellhärte (4/100/30) . . . kg/mm²	—	—	rd. 77
hart	Zugfestigkeit . . . . kg/mm²	50—52	70—90	75—80
	Dehnung . . . . %	15—20	1.5—3.0	1—5
	Brinellhärte (4/100/30) . . . kg/mm²	rd. 190	—	rd. 170

Fig. 279 zeigt das Gefügebild einer halbharten Walzbronzestange von 20 mm Dm. am Querschnitt nach Ätzen mit amkal. $(NH_4)_2CuCl_4$-Lsg. Es besteht nur aus einheit-

$v = 150$.
Fig. 279. Gefüge des Querschliffs einer Walzbronzestange (mit amkal. $Cu(NH_4)_2Cl_4$ geätzt).

lichen α-Mischkristallen, die vielfache Gleitlinien und Zwillingslamellen aufweisen. Fig. 280 veranschaulicht die Walzbronzeseele eines Compoundtelephondrahts mit Kupfermantel in einem wie vor geätzten Querschliff. Der Mantel erscheint dunkel, die Seele hell.

Silicium wird als Desoxydationsmittel dem Metallbade in Form von Al- oder Cu-Silicid zugesetzt. Es erhöht schon in kleinen Mengen Festigkeit und Härte bedeutend, wobei zugleich die Sprödigkeit sehr schnell zunimmt. Die Siliciumbronzen des Handels enthalten meist 99.50—99.98 % Cu und 0.5—0.02, selten bis 3.5 Si. Sie

$v = 35.$

Fig. 280. Compounddraht mit Walzbronzeseele und Kupfermantel im Querschliff (mit amkal. $Cu(NH_4)_2Cl_4$ geätzt).

werden besonders zu Telegraphen- und Telephondrähten, Kabelschuhen und sonstigen elektrotechn. Teilen benutzt.

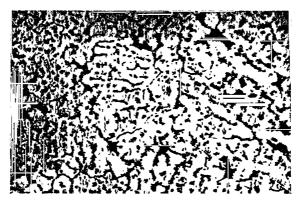
Arsenbronzen hat Bülles (D.R.P. 46 214) vorgeschlagen. Die meisten Bronzen weisen einen geringen As-Gehalt auf. E. Heyn und O. Bauer (Mitt. Matprfg. **1911**. 92) haben den Einfluß steigenden As-Gehalts auf die Eigenschaften einer Bronze mit 85 Cu und 15 Sn untersucht und konnten beim Schm. keinen schädigenden Einfluß des As (bis 1.52 %) erkennen. Die Kokillengüsse (K) zeigten allgemein wesentlich größere Festigkeit und Härte als die Sandgüsse (S):

Proz. As	Guß	Härte kg/mm²	σ_p kg/mm²	σ_f kg/mm²	K_z kg/mm²	φ %
0.18	S	74	3.1	11.3	12.2	0
	K	131	11.7	18.5	31.3	3
0.21	S	54	2.6	11.4	12.5	0.1
	K	137	11.7	19.6	29.9	2
0.30	S	73	4.2	12.4	13.8	1
	K	125	11.7	19.2	31.3	3
0.65	S	93	4.8	13.9	14.7	0
	K	143	12.2	20.9	30.4	2
0.88	S	99	5.2	14.4	14.0	2
	K	145	12.6	21.8	28.3	2
1.52	S	95	4.8	13.3	13.7	0
	K	160	12.2	23.9	28.9	2

Über den zulässigen *Antimon*-Gehalt im Rotguß berichtete J. Czochralski (Z. Met. 1921. **13**. 276). Bei einer durchschnittlichen Zus. von 76 Cu, 9 Sn, 5 Zn mit bis zu 4 Sb und bis zu 5 Pb zeigte sich im Gefüge mit steigendem Sb-Gehalt nur eine kleine Vermehrung des α-γ-Eutektikums. Das Sb wirkt also ähnlich wie ein erhöhter Sn-Zusatz. Bei Sb-Gehalten unter 0.3 % läßt sich kein nachteiliger Einfluß auf die mech. Eigenschaften erkennen. Beim Gießen von Armaturen ist mehr als 0.4 Sb schädlich, weil dadurch leicht undichte Stellen entstehen können. Auch die Mikrolunkerbildung scheint durch höheren Sb-Gehalt begünstigt zu werden.

Zinkbronzen mit nicht mehr als 2 Zn besitzen etwas größere Proportionalitätsgrenze und Bruchfestigkeit als die gewöhnlichen Bronzen; nach Guillet:

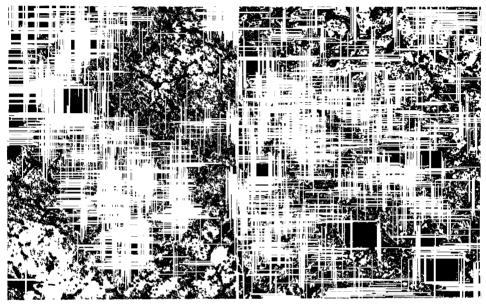
Zusammensetzung			Prop.-Grenze	Festigkeit	Dehnung
Cu	Sn	Zn	kg/mm²	kg/mm²	%
90.34	9.62	0.04	11.6	27.4	24.5
90.45	8.93	0.62	12.5	28.4	23.5
90.24	6.90	2.86	10.0	22.7	27.5
91.36	4.52	4.12	6.5	16.4	16.5

Bei *Bleibronzen* unterliegt das Pb, das sich zwischen den Gefügebestandteilen ausscheidet, leicht erheblichen Seigerungen. Diesen beugt man nach Hendrichsen und Admer durch Zusatz von wenig Ni vor. Erhöht man den Pb-Gehalt, wie es nach dem Vorgange von Amerika jetzt auch in Deutschland geschieht, so muß der Ni-Zusatz ebenfalls steigen. So erhält man Material für hoch beanspruchte Lagerschalen in überlegener Feinheit der Güsse, die allerdings viel Erfahrung voraussetzen. Nach Fig. 281 zeigt eine deutsche Bleibronze mit 65 Cu, 25 Pb, 6 Ni, 2 Sn schon im

v = 75. Fig. 281. Deutsche Bleibronze im polierten Schliff.

polierten Schliff das Pb (dunkel) fein und gleichmäßig verteilt als Umhüllung der Mischkristalle. Ähnlich (Fig. 282) ist das Gefüge der Bleibronze Thermit, die 15 % Pb und als Rest die bei Maschinenbronze übliche Zus. hat.

Nach J. Czochralski (Z. Met. 1921. **13**. 171) wird ein Pb-Gehalt bis 5 % im Rotguß im Gefüge nicht bemerkbar; 6—8 % Pb werden in fester Lsg. aufgenommen, wenn die Schmelze gut gerührt wird. Ein Zusatz bis zu 6 % Pb verbessert die Bearbeitbarkeit des Rotgusses durch schneidende Werkzeuge, ohne die Gießbarkeit ungünstig zu beeinflussen. Im Gegenteil wird durch das Blei die Schmelztemp. erniedrigt und die Gießbarkeit verbessert.

Mangan kann als Desoxydationsmittel benutzt werden. Es erhöht bis zu einem Gehalt von 2 % die Festigkeit und Dehnung, hat aber sonst nicht die Wirkung des P.

Vorteilhaft ist die gemeinsame Anw. von Mn und P. Man setzt das Mn der geschm. Leg. in Form von Mangankupfer (Cupromangan) mit 20—30 % Mn zu, das durch gemeinsame Red. der Oxyde erhalten wird. Ferromangan (80 %ig) ist geeignet, wenn auch Fe in die Bronze gebracht werden soll. Die englischen und amerikanischen „Manganbronzen" zu Schiffsschrauben usw. sind mit Mn desoxydierte Zinnbronzen. Für solche Legg. wird eine Zugfestigkeit von 63 kg/mm² mit 10 % Dehnung und eine Elastizitätsgrenze von 47—53 kg/mm² angegeben (vgl. die amerikanischen Anforderungen, Ch. Z. 1928. **52**. 18). Die neueren „Manganbronzen", oft als schmiedbare Bronzen angekündigt, wie das Olpeametall, Parsons Manganbronze u. a., nähern sich in ihrer Zus. dem Muntzmetall. Reine Manganbronzen sind sehr widerstandsfähig gegen hohe Temp. und werden (gewöhnlich

v = 150. a b
Fig. 282 a u. b. Gefüge von Bleibronze „Thermit". a nur poliert; b mit amkal. $Cu(NH_4)_2Cl_4$ geätzt.

mit 5—6 % Mn) zu Stehbolzen für Lokomotivfeuerbüchsen benutzt. Eine Mn-Cu-Leg. mit 10 % Mn besitzt eine abs. Festigkeit von 18.7 kg/mm² und eine Elastizitätsgrenze von 10.8 kg/mm² bei 8.3 % Dehnung.

Sonderbronzen mit hohem Gehalt an *Eisen* zeigen im Gefüge direkte Einschlüsse von Fe. Die Menge dieser hellen Einschlüsse in Fig. 283 a und b läßt (E. Maurer, Krupp. Monh. 1922. **3**. 249) den verschiedenen Fe-Gehalt der sog. Rübelbronze erkennen.

Über praktisch erprobte Legg. für Lagerschalen, Lagerbüchsen, Gleitbahnen und Spurpfannenlager berichtete Rieger (Uhland **1919**. 217; Werkstattstechn. **1919**. 327) ausführlich.

d) Aluminiumbronze.

Al-Zusatz zu eigentlichen Bronzen ist schädlich. Aluminiumbronze erhält man durch Einbringen von trockenen Al-Barren in geschm. Cu, von dem Al unter starker Wärmeentw. aufgenommen wird.. Letztere rührt zum Teil her von der Zers. von Cu_2O durch Al. Diese Desoxd. begünstigt wesentlich die Beschaffenheit der Leg. Nach gutem Umrühren mit einem eisernen Löffel, der gewechselt werden muß, sobald er rotwarm geworden ist, gießt man bei Orangerotglut in Sandformen. Stellt man

Al-Bronze nicht aus reinen Metallen, sondern aus hochproz. Al- und Si-Cu-Legg. her, so gewinnt man schneller homogene Bronzen. Beim Gießen ist das bedeutende Schwindmaß (1.8—2 %) zu berücksichtigen und sorgsam das Gußstück von Oxydhäutchen rein zu halten. Gasabsorption tritt nur bei starker Überhitzung ein. Seigerung ist nicht festgestellt worden. Die Leg. erstarrt plötzlich. Durch Zusatz von Si, P, B kann ihre Festigkeit gesteigert werden; besonders wirksam ist die Zugabe von 2—3 % Cd. Die Bruchfestigkeit 32—35 kg/mm² einer Bronze mit 5 % Al wurde durch 0.5 % V auf 68.5 erhöht. Mn-Al-Bronze, deren Gehalt an Al die Hälfte des Mn-Gehalts (10 % und weniger) beträgt, besitzt gute Gießfähigkeit und mech. Eigenschaften. Die Bemühungen, auch Cr, W und sonstige Metalle zur Verbesserung der Al-Bronze zu benutzen, haben bisher nur bei Fe Erfolg gehabt.

Die Al-Bronzen gleichen in ihren Eigenschaften den Zinnbronzen. Neben niedriger Proportionalitätsgrenze besitzen solche mit 0—7.35 % Al geringe, die mit 7.35 bis

v = 300. a b

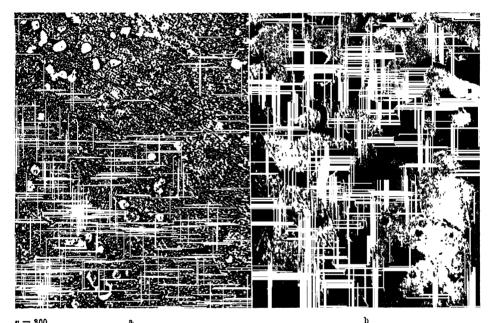



Fig. 283 a u. b. Gefügebilder von Rübelbronzen mit verschiedenem Eisengehalt (geätzt mit HNO_3).

11 % Al hohe Bruchfestigkeit. Von 10 % Al abwärts wächst die Zähigkeit schnell. Die Bruchdehnung erreicht bei 5 % Al an gegossenem Material 64 % bei 40 kg/mm² Zugfestigkeit. Durch Gießen in eiserne Formen sollen die Al-Bronzen fast ebenso hart und zäh wie durch Kaltwalzen werden.

Man verarbeitet nur Bronzen bis 11 % Al, weil bei höherem Gehalt die Sprödigkeit schneller zunimmt. Dies ist durch das G e f ü g e bedingt, das bis etwa 9 % Al nur aus rotgelben α-Mischkristallen besteht, die Fig. 284 an einer Bronze mit 7.95 % Al nach Ätzen mit HNO_3 zeigt, während von etwa 10—15 Al daneben noch stengelige, harte, gelbe β-Mischkristalle auftreten, die in Fig. 285 neben den α-Mischkristallen an einer Bronze mit 10.84 % Al zu sehen sind. Die β-Mischkristalle zerfallen bei langsamer Abkühlung, unter Veränderung der Farbe, in α- und γ-Mischkristalle. Höherproz. Al-Bronzen werden nur zu Legierungszwecken hergestellt. Bei einem Gehalt von mehr als 20 % Al ist die Farbe bläulich weiß, von 20—15 weiß, dann wird sie mehr und mehr gelb und bei 5 Al rein goldgelb, bei 3 Al rotgoldig. Bei 140° entsteht eine tief goldgelbe, sehr beständige Anlauffarbe.

Bei der Wärmebehandlung können schon Tempp. von 400° den Legg. außerordentlich schädlich werden. Abschrecken macht die Bronze weicher und geschmeidiger. Guillet fand folgende Zahlen:

Abschreck-temperatur	1. 91.95 Cu, 8.03 Al gewalzt und geglüht			2. 93.13 Cu, 6.76 Al gegossen		
	Festigkeit kg/mm²	Dehnung %	Härte (B.)	Festigkeit kg/mm²	Dehnung %	Härte (B.)
nicht abgeschreckt	46.2	43.5	95	24.7	49	61
300°	51.15	42.5	91	24.1	52	61
400°	44.8	34.5	88	20.7	70	58
500°	47.8	38	83	28.2	62	61
600°	47.8	43	75	27.2	63	61
700°	49.5	45.5	61	27.8	66	61

Das el. Leitvermögen beträgt bei 1, 5 und 10 % Al 18, 13 und 6 % von dem des Cu.

Die Al-Bronzen lassen sich gut walzen, schmieden und pressen. Die Schmiedetemp. liegt zwischen dunkler und heller Kirschrotglut; Si-freie Bronze ist auch noch bei gewöhnlicher Temp. schmiedbar. Bronze mit 10 % Al (mit oder ohne Si) füllt bei Kirschrotglut durch Schmieden und Pressen die feinsten Formen in den Gesenken

$v = 75$.

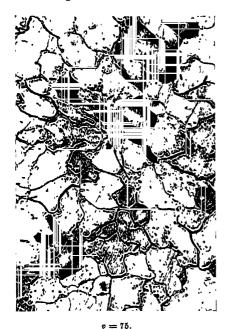



Fig. 284. Aluminiumbronze (mit HNO_3 geätzt) mit nur α-Mischkristallen.

$v = 150$.

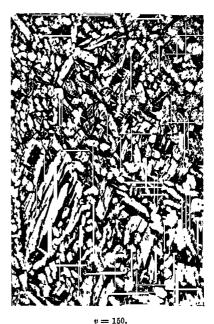



Fig. 285. Aluminiumbronze (mit HNO_3 geätzt) mit α- und β-Mischkristallen.

aus. Solche mit 5 % Al läßt sich bei häufigem Ausglühen kalt walzen, höherproz. nur in rotwarmem Zustand. Durch Bearbeiten bei möglichst niedriger Temp. wächst, ohne daß die Dehnbarkeit sich stark vermindert, die Härte und Festigkeit der Bronze, die dabei auch einen hohen Grad von Elastizität annimmt. Die neuen deutschen Reichsscheidemünzen und die neuen französischen 1-Fr.-Stücke bestehen aus 8.5%ig. Aluminiumbronze, die auch in der Tschechoslowakei für Scheidemünzen Verw. findet.

Reine Al-Bronze ist sehr widerstandsfähig gegen chem. Agentien, besonders gegen O_2 der Luft, Meerwasser, Sulfitlaugen, Cl. Gegen org. Säuren ist sie nicht ganz beständig; sie eignet sich nicht zur Aufnahme saurer Speisen; bei Berührung mit schweißigen Fingern wird sie fleckig und unansehnlich. Aber sie erleidet im Vergleich mit andern Bronzen den kleinsten Substanzverlust, den geringsten Verschleiß durch mech. und chem. Angriffe. Größerer Gehalt an Si, Gehalt an P, Fe, Zn macht sie leichter angreifbar.

3. Messing (und Kupferzinklegierungen).

In den Gewerben ist Messing die wichtigste Leg. Es ist nach der Bronze wohl die am längsten bekannte. Der Name dürfte aus dem lateinischen „massa" herstammen, womit ein aus dem Schmelzverf. hervorgegangener Regulus oder König bezeichnet wird. Nach anderer Auffassung soll die Bezeichnung von den Messinöken, einem Volksstamme am Schwarzen Meere, hergeleitet sein. Im Mittelalter findet sich manchmal auch die Schreibweise „Mössing" statt Messing.

Obwohl im Altertume Zn als Metall noch nicht hergestellt werden konnte, war den Römern doch das Messing schon bekannt. Es wurde nach damaliger Ansicht Cu durch Verschm. mit Galmei „gefärbt", ein Verf., das bis in die Mitte des 19. Jahrh. in Anwendung geblieben ist, obwohl schon 1742 van Swab entdeckte, daß Messing durch Verschm. von Cu mit Zn zu gewinnen sei. Angeblich soll die Erzeugung des Messings durch Erasmus Ebener im Jahre 1550 in Nürnberg bekannt geworden sein. Die alte Herstellungsweise wurde vielfach für besser gehalten, wenn sich auch schon Jacob Emmersen bemühte, das Verschm. von Zn mit Cu einzuführen. Das nach dem alten Verf. in Tiegeln hergestellte Messing wurde nicht unmittelbar vergossen, sondern kam als Arko oder Rohmessing in den Handel.

Auch heute noch bedient man sich bei der Messingerzeugung mit Vorteil der Tiegelschmelzung, denn beim Schm. im Flammofen würde sich zuviel Zn verflüchtigen. In einen gut vorgewärmten Tiegel werden neben Altmessing Cu und Zn in wechselnden Schichten eingetragen und mit Kohlenstaub überdeckt. Je nach der Größe der Tiegel und des angewendeten Ofens ist die Schmelze nach 2—4 st beendet. Zur Herst. von Tafelmessing wird zwischen eisernen oder steinernen Platten gegossen, während die Gußformen für sonstige Gußwaren aus fettem Sande hergestellt und gut getrocknet werden. Bei der Berechnung des Tiegeleinsatzes ist darauf zu achten, daß etwas mehr Zn zugesetzt werden muß, da dessen Abbrand meist 5—8 % beträgt. Der Gesamtabbrand pflegt beim Tiegelschmelzen 2—3 % zu sein. Neuerdings wird Messing in großen Werken in el. Hochfrequenzöfen erschm., die bei dauerndem Betriebe sehr wirtschaftlich sind, auch als Naß- oder Grünsandguß vorteilhaft vergossen.

Als Gelbguß oder Messing werden alle Cu-Zn-Legg. bezeichnet, die deutlich gelbe Farbe besitzen. Die Zus. kann nach der Farbe, besonders auf frischen Bruchflächen, beurteilt werden. Ist der Zinkgehalt 0—20 %, so ist die Farbe rot bis rotgelb; diese Legg. sind der Tombak oder Rotguß. Bei 20—50 % Zn liegen die Zuss. der verschiedenen Messing-Sorten, die alle gelbe Farbe besitzen. Das beste Messing für Draht, Blech (besonders für Tiefziehzwecke geeignetes) enthält 27—33 % Zn und besitzt grüngelbe Farbe auf der Bruchfläche. Gutes Messing für Halbzeuge und Guß enthält 33—45 % Zn und hat goldgelbe Farbe. Es wird auch Preßmessing genannt, da es zum Unterschiede von ersterem in der Wärme geschmiedet oder gepreßt werden kann. Minderwertiger Messingguß dagegen enthält 45—55 % Zn, und seine Bruchfläche geht von Gelb mit steigendem Zinkgehalte mehr zu Graugelb über. Außer den unvermeidlichen kleinen Mengen von Verunreinigungen, wie sie in techn. Legg. immer vorkommen, sollen neben Cu und Zn keine anderen Metalle vorhanden sein. Bei Messing für Schrauben oder für Teile, die mit schneidenden Werkzeugen weiter verarbeitet werden sollen, ist ein Zusatz bis zu 2 % Pb zweckmäßig, da sich dann die Späne besser ablösen.

Das Normenblatt (DIN 1709, Bl. 1, vom April 1925) für Messing ist folgendes[1]):

[1]) Siehe Fußnote 2, S. 149.

Rohstoff. | **Messing.** | DIN 1709 Bl. 1

**Bezeichnung von Gußmessing mit 67% Cu:
GMs 67 DIN 1709.**

(Die Bezeichnung ist einzugießen oder aufzuschlagen.)

Benennung	Kurzzeichen	Ungefähre Zus. in Proz. (Rest Zn) Cu	Zusätze	Behandlung	Verwendungsbeispiele
			I. Gußmessing.		
Gußmessing 63	GMs 63	63	< 3 Pb	Bearbeiten mit spanabhebenden Werkzeugen	Gehäuse, Armaturen usw.
Gußmessing 67	GMs 67	67	< 3 Pb	Wie vor, Hartlöten	Gehäuse, Armaturen usw.
Sondermessing gegossen	So-GMs	55—60	Mn + Al + Fe + Sn bis zu 7,5 % *)	Bearbeiten mit spanabhebenden Werkzeugen	Schiffsschrauben, kleine Lager, Überwurfmuttern, Grundringe, Beschlagteile, Schiffsfenster, Gußstücke von hoher Festigkeit.
			II. Walz- und Schmiedemessing.		
Hartmessing (Schraubenmessing)	Ms 58	58	2 Pb	Warmpressen, Schmieden, Bearbeiten mit spanabhebenden Werkzeugen	Stangen für Schrauben, Drehteile, Profile für Elektrotechnik, Instrumente, Schaufenster und sonstige Bauteile, Warmpreßstücke (Armaturen, Beschläge, Ersatz für Guß), Bleche für Uhren, Harmonikas, Taschenmesser, Schloßteile
Schmiedemessing (Muntz-Metall)	Ms 60	60		Wie vor, mäßiges Biegen und Prägen	Stangen, Drähte, Bleche u. Rohre für mannigfaltige Zwecke, besonders für den Schiffbau zu Kondensatorrohrplatten, Beschläge, Vorwärmer u. Kühlerrohre
Druckmessing	Ms 63	63		Ziehen, Drücken, Prägen, Hartlöten mit leichtfl. Schlaglot oder Silberlot	Bleche, Bänder, Drähte, Stangen, Profile für Metallwaren u. App., Rohre im Schiffbau
Halbtombak (Lötmessing)	Ms 67	67		Ziehen, Drücken (Kaltbearbeiten), Hartlöten bei hohen Anforderungen	Bleche (u. a. für Musikinstrumente), Rohre, Stangen, Profile, Drähte, Holzschrauben, Federn, Patronenhülsen
Gelbtombak (Schaufelmessing)	Ms 72	72		Ziehen, Drücken, Prägen (Kaltbearbeiten) bei höchsten Anforderungen an Dehn- und Haltbarkeit	Drähte, Bleche, Profile für Turbinenschaufeln
Hellrottombak	Ms 80	80		Kaltbearbeiten (Kunstgewerbe)	Bleche, Metalltücher, Metallwaren
Mittelrottombak (Goldtombak)	Ms 85	85			
Rottombak	Ms 90	90			
Sondermessing gewalzt	So-Ms	55—60	Mn + Al + Fe + Sn bis zu 7,5 % *)	Warmpressen, Schmieden	Kolbenstangen, Verschraubungen, Stangen zu Ventilspindeln, Profile, Dampfturbinenschaufeln für ND-Stufen, Bleche, Rohre, Warmpreßteile von hoher Festigkeit

*) bzw. Ni; s. DIN 1709, Bl. 2.

Wie aus den letzten Angaben auf dem Normenblatt hervorgeht, sucht man die messingähnlichen Legg., wie Aich-, Sterro- und Deltametall, in die Klasse der Sondermessingsorten einzureihen, um leichter einen Überblick zu gewinnen, denn ihren Eigenschaften und der Zus. nach gehören sie dahin. Bemerkenswert ist dabei, daß die kleinen Zusätze von Fe, Mn, Sn und Ni einen günstigen Einfluß auf die Eigenschaften ausüben.

Kupferzinklegg. mit bis zu 10 % Cu sind bei den Zinklegg. behandelt. — Über Sondermessinge s. das vorstehende Normenblatt. Über Messinghalbzeuge unterrichten die Leistungsblätter der deutschen Industrienormen DIN 1751, 1755—1765, 1772 und 1775.

Das Gefüge der Cu-Zn-Legg. besteht bei langsamer Abkühlung nach dem Guß (vgl. das Zustandsschaubild Fig. 194, S. 101):

Proz. Zn	Gefügebestandteile
0—36	α-Mischkristalle
36—48	α + Eutektoid ($\alpha + \gamma$) oder β-Mischkristalle
48—60	γ + Eutektoid ($\alpha + \gamma$) oder β-Mischkristalle
60—69	γ-Mischkristalle
69—81	γ- + ε-Mischkristalle
81—87	ε-Mischkristalle
87—97.5	ε- + η-Mischkristalle
97.5—100	η-Mischkristalle

Die Härte steigt mit dem Zn-Gehalt bis zu 36 % Zn langsam, dann schneller an. Die Dehnung wächst bis zu 30 % Zn und fällt dann ab. Die Festigkeit steigt bis zu 45 % Zn (vgl. Fig. 74, S. 50). Dies steht in Zusammenhang mit dem Gefüge, das auch die Formgebungsmöglichkeiten bedingt. Das α-Messing (bis 36 % Zn) ist zweckmäßig nur kalt zu bearbeiten, während Messing mit über 36 bis 48 % Zn vorzugsweise in Rotglut verformt wird (Heißpreßmessing). Bei 36—42 % Zn kann auch Kaltbearbeitung stattfinden; bei höherem Zn-Gehalt ist dies nur in sehr geringem Maße möglich.

Das $\alpha + \gamma$-Eutektoid finden wir im Gefüge des Messings mit 36—48 % Zn nur selten, denn der Zerfall der über 470° beständigen β-Mischkristalle erfolgt nur sehr langsam, so daß wir hier im Gefüge im allgemeinen neben den α- auch β-Mischkristalle antreffen. Die Ggw. gewisser Zusätze kann den Zerfall der β-Mischkristalle sehr beschleunigen. Sonst erreicht man ihn meist nur durch wochenlanges Glühen bei Tempp. dicht unterhalb der Umwandlungshorizontalen (bei $\backsim$ 470°). Durch die Umwandlung der β-Mischkristalle wird große Sprödigkeit hervorgerufen, die jede Kaltformgebung ausschließt. Nach J. Czochralski (Moderne Metallkunde, 29) (vgl. O. Bauer und M. Hansen, Der Aufbau der Cu-Zn-Legg., Berlin 1927) liegt die Sättigungsgrenze der α-Mischkristalle bei 37.5 % Zn und das Gebiet der $\alpha + \beta$-Mischkristalle (oder Eutektoid $\alpha + \gamma$) zwischen 37.5 und 46 % Zn, wonach also eine kleine Veränderung des bisherigen Zustandsschaubildes vorzunehmen war.

Für die Warmverarbeitung des Messings ist die gute Bildsamkeit der β-Mischkristalle bei höherer Temp. wichtig, die das Heißpressen von Rohren, Stangen und Profilen, auch von Formstücken ermöglicht. Sowie bei der Bearbeitungstemp. größere Mengen α-Mischkristalle vorhanden sind, bilden sich, weil diese bei höherer Temp. nur wenig Bildsamkeit besitzen, leicht Risse und Bruch.

Durch gewisse Zusätze wird auch die Grenze der α-Mischkristalle verschoben. Ni und Mn bewirken eine erhöhte Löslichkeit des Zn; Al und Sn drücken diese herab, so daß im Gefüge mehr β-Mischkristalle auftreten. Fe und Pb scheinen das Verhältnis von α- zu β-Mischkristallen nicht zu beeinflussen. Es wurden sog. „Gleich-

gewichtskoeffizienten“ aufgestellt, die angeben, wieviel Teile Zn durch die Zugabe des Fremdmetalls ersetzt werden. Die Angaben verschiedener Forscher stimmen nicht völlig überein. Nach W. Guertler (Z. Met. 1921. **13.** 492) soll

$v = 150.$

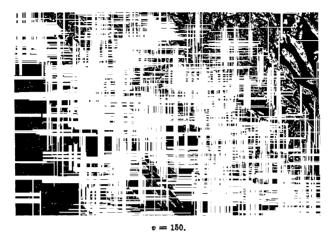



Fig. 286. Gefüge von Preßmessing (α-β-Messing) mit rd. 58 % Cu (mit amkal. $(NH_4)_2CuCl_4$ geätzt).

1 Tl. Al die 4fache, 1 Tl. Sn die 3fache Menge Zn ersetzen. Nach L. Guillet (Rev. Mét. 1905. **2.** 97; 1906. **3.** 243) beträgt dieser Gleichgewichtskoeffizient für Si = 10, Al = 6, Sn = 2, Mg = 2, Pb = 1, Fe = 0.9, Mn = 0.5, Ni = — 1.1 bis — 1.7.

Die folgenden Figuren zeigen die Abhängigkeit des Gefüges vom Zinkgehalt. Das kennzeichnende Gefüge eines heiß gepreßten α-β-Messings mit

$v = 150.$ a b $v = 150.$

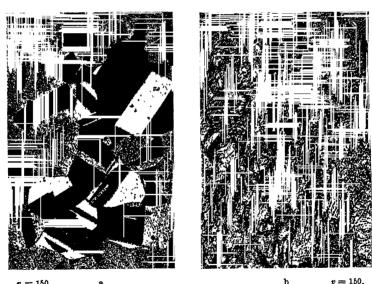



Fig. 287. Patronenmessing mit 68 % Cu (mit amkal. Cu-Lsg. geätzt).
a ausgeglüht; b stark kalt gereckt.

rund 58 Cu, 42 Zn ist in Fig. 286 dargestellt. Ausgeglühtes Patronenmessing mit 68 Cu, ∾ 32 Zn, ∾ 0.1 Pb zeigt (Fig. 287 a) einheitliche α-Mischkristalle. Das Gefüge desselben Messings nach starker Kaltreckung geht aus Fig. 287 b hervor. Auch bei 67er Messing (d. h. Messing mit 67 % Cu) finden wir im Gefüge nur α-Misch-

kristalle, die nach starker Kaltbearbeitung stark gereckt und mit Fließlinien durchsetzt erscheinen können, wie dies Fig. 288 erkennen läßt. Bei 37 % Zn treten schon

$v = 150$.

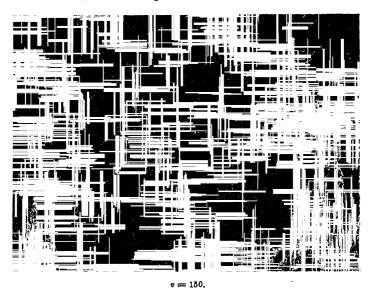



Fig. 288. Längsschnitt durch eine stark kalt gewalzte Stange aus 67er-Messing (geätzt wie vor).

β-Mischkristalle im Gefüge auf, wie dies aus den wenigen dunklen Gefügeteilen in Fig. 289 a zu sehen ist. Ihre Menge nimmt mit steigendem Zn-Gehalt schnell zu, wie Fig. 289 b im Querschnitt durch eine heiß gepreßte Messingstange mit rd. 60 % Cu zeigt.

$v = 150$. a b $v = 150$.

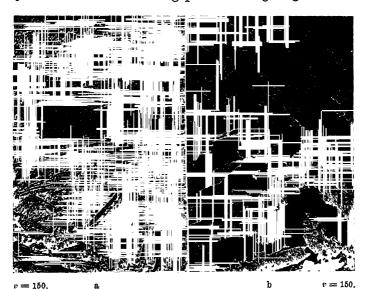
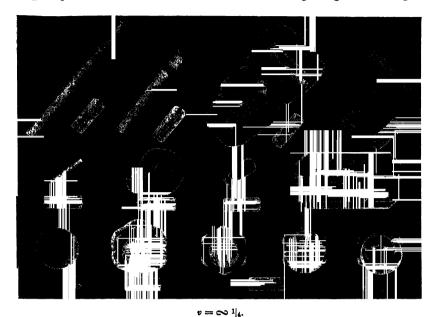
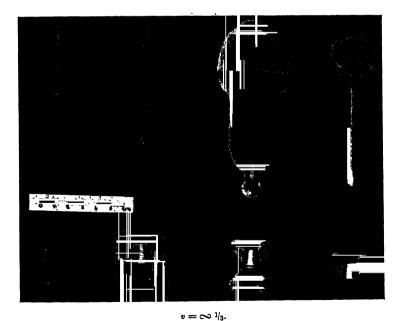



Fig. 289. Gefügebilder von Heißpreßmessing (geätzt wie vor).
a 63er-Messing, ausgeglüht, mit wenigen; b 60er-Messing mit vielen dunklen β-Mischkristallen.

Das *Heißpressen* des Messings zu Halbzeugen (wie Stangen, Rohren und Profilstangen) wird jetzt in größtem Umfang ausgeübt. Aus Stangenabschnitten werden ebenso wirtschaftlich große Mengen von Armaturen und kleineren Gegen-

änden heiß gepreßt. Gerade die Wirtschaftlichkeit dieses Verf. hat die Entw. des ·essing-Spritzgusses (s. S. 187) sehr behindert. Die Formgebung oder Formgestaltung

$v = \sim 1/4$.
Fig. 290 a. Verschiedene Heißpreßmessingteile in ihrem Entwicklungsgang.

$v = \sim 1/3$.
Fig. 290 b. Entwicklungsgang eines Gashebels aus Heißpreßmessing und einer Flügelschraube.

der Heißpreßgesenke spielt eine große Rolle bei der Erzeugung gesunder Teile. Vielfach wird in zwei oder mehr Stufen hintereinander heiß gepreßt, wenn auf einmal nicht genügende Formänderung erzielt werden kann. Die Figg. 290 a und b zeigen

einige solche Heißpreßteile aus Messing und ihren Entwicklungsgang bei der Herst. Die auf der Stangenpresse gewonnenen Stangen, Rohre usw. werden dann noch kalt weiter herunter gezogen und genau kalibriert. Messingbleche werden heute meist warm

$v = \backsim {}^{3}/_{4}$.

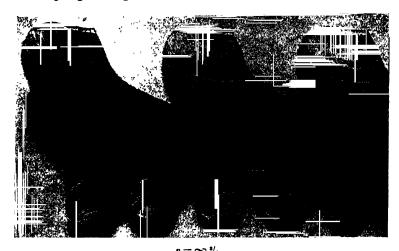



Fig. 291 a. Heißpreßmessingband, das beim Pressen von selbst eingerissen ist, da die Preßtemp. zu niedrig war.

vor- und kalt fertiggewalzt; ebenso Bänder. Der Kaltbearbeitungsgrad darf aber nicht zu groß gewählt werden; sonst besteht die Gefahr des Aufreißens beim Lagern.

Beim Heißpreßmessing kommen leicht Fehler der Bearbeitungstemp. und der Zus. vor. Fig. 291 a zeigt ein solches fehlerhaftes Band, Fig. 291 b und c ebensolche

$v = \backsim {}^{2}/_{3}$.

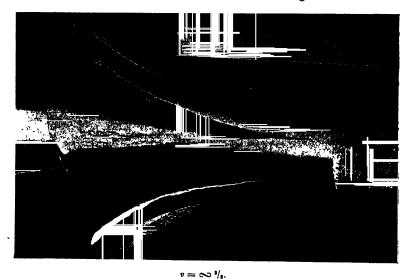



Fig. 291 b. Beim Heißpressen aufgeplatzte Messingstange infolge zu niedriger Preßtemp. und fehlerhafter Zusammensetzung.

Stangen, die außerdem nur 53.6 statt 58—60 % Cu besitzen. Die fehlerhaften Stücke sind sehr reich an β-Mischkristallen, die Kaltsprödigkeit bewirken. Die Preßtemp. war zu niedrig gewählt worden, so daß die Stangen sofort nach dem Verlassen der Preßmatritze von selbst aufplatzten (in Fig. 291 c stärker als in 291 b). Die Brinell-

härtezahl bei solchen an β-Mischkristallen reichen Messingsorten ist sehr hoch, etwa 130—170, und zeigt fast ebenso sicher ein fehlerhaftes Messing an wie die mkr. Gefügeunters. Wenn die Schliffe nach dem Ätzen mit amkal. $(NH_4)_2CuCl_4$-Lsg.

$v = \sim {}^2/_3$.

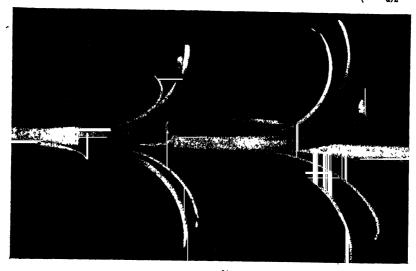



Fig. 291 c. Beim Heißpressen aufgeplatzte Messingstange infolge zu niedriger Preßtemp. und fehlerhafter Zusammensetzung.

schwefel- oder grüngelb erscheinen, sind sehr viele, ja fast ausschließlich, β-Mischkristalle im Gefüge vorhanden. Sie zeigen schlechtes Messing an.

Messing mit zu wenig Cu, in dem also die bei gewöhnlicher Temp. spröden

$v = 150$.

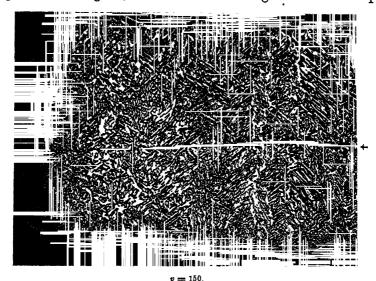



Fig. 292. Gefüge von Heißpreßmessing (mit amkal. $(NH_4)_2CuCl_4$) geätzt) mit zu geringem Cu-Gehalt (zu viel β-Mischkristallen). Der dunkle Strich beim Pfeil zeigt einen Riß.

β-Mischkristalle vorherrschen, neigt sehr zur B. von Rissen, namentlich wenn es bei zu niedriger Temp. heiß gepreßt oder gar kalt gereckt wurde. Fig. 292 zeigt einen solchen Heißpreßteil aus Messing mit 57.30 Cu, 41.68 Zn, 0.72 Pb, 0.35 Fe, 0.22 Sn+Sb, in dem ein dunkel erscheinender Riß entstanden ist.

Ein solcher dunkler Anriß zeigt sich auch (Fig. 293), wenn eine zu stark ausgesprochene Zeilenstruktur des α-β-Messings vorhanden ist. Werden die Rohlinge zum Pressen zu hoch erhitzt, und wird das Pressen bei zu hoher Temp. vorgenommen,

$v = 150.$

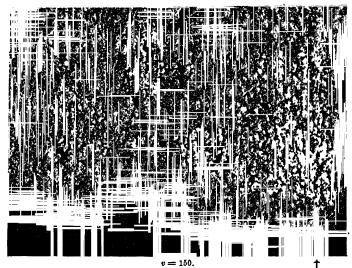



Fig. 293. Zu starkes Zeilengefüge von Heißpreßmessing (wie vor geätzt) zeigt beim Pfeil einen Anriß.

so entsteht ein zu grobes Gefüge, wie es in Fig. 294 erscheint. Dabei können durch den entweichenden Zn-Dampf die Preßstangen sogar aufplatzen.

Gegen Korrosion durch Grubenwässer mit Säuregehalt und auch gegen alkal. W. ist das α-β-Preßmessing nur wenig widerstandsfähig, denn es findet, von

$v = 150.$

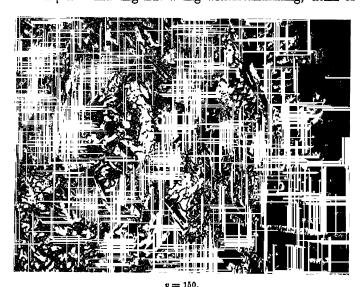



Fig. 294. Gefüge eines durch Überhitzung verdorbenen Preßmessings (wie vor geätzt).

den β-Mischkristallen ausgehend, leicht eine örtliche Entzinkung statt, wobei das ursprünglich in Lsg. gegangene Cu an derselben Stelle schwammförmig und rot ausgeschieden wird. Dies sieht man schon auf den ungeätzten, nur polierten Schliffen

(Fig. 295). Hierher gehören wohl auch die „pfropfenförmigen Entzinkungen“ (S. 148).

Der *Messing-Spritzguß* ist schon fast 30 Jahre lang bekannt. Doch werden erst

v = 150.

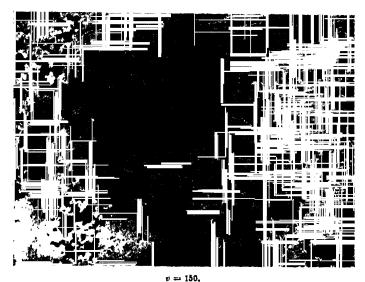



Fig. 295. Polierter Querschliff von Heißpreßmessing mit örtlicher Entzinkung der β-Mischkristalle durch Korrosion.

neuerdings mit ihm Waren in großen Mengen wirtschaftlich auch in Deutschland hergestellt. S. Junghans (Metallwirtsch. 1927. **6**. 1050) berichtet über Festig-

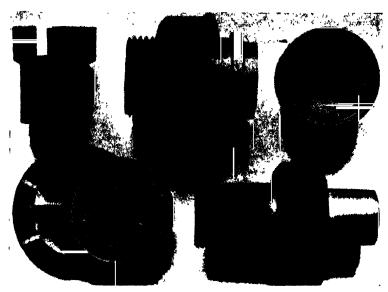



Fig. 296a. Deutscher Messingspritzguß vom Jahre 1928; sehr genau und von vorzüglicher Oberflächenbeschaffenheit. 2/3 nat. Gr.

keitsunterss. von $^3/_4$zölligen Gasrohrverschraubungen, wie solche in Fig. 296 a neben anderen Messingspritzgußteilen (nach einer Aufnahme des Verfassers) dargestellt sind. Das sehr feinkörnige Gefüge dieses deutschen Messingspritzgusses zeigt

Fig. 296 b. Es ist ein kennzeichnendes α-β-Messing und nach M. v. Schwarz (Z. Met. 1929. **21**. 31) dem des amerikanischen Spritzgusses von 1918 (Fig. 296 c) sehr ähnlich (Fig. 296 d mit kleinen Lunkern). Ein gewisser Mangel des Messingspritzgusses ist seine ziemlich rauhe Oberfläche, so daß Nachbehandlung mit dem Sand-

$v = 150$.

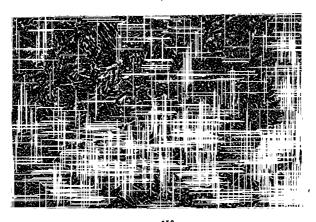



Fig. 296 b. Sehr gleichmäßiges Kleingefüge von deutschem Messingspritzguß aus dem Jahre 1928.

strahlgebläse zweckmäßig ist. Die Oberflächenschicht soll, wie bei jedem Spritzguß, nicht durch eine nachträgliche Bearbeitung entfernt werden, denn unter der dichten Haut können leicht kleine Hohlräume auftreten, die die Gegenstände unansehnlich machen. Heute werden Stücke von 3 bis etwa 600 g mit Wandstärken von 1—6 mm hergestellt, wobei ± 0,1 mm bei 25 mm Länge oder Dm. eingehalten werden können. Der Messingspritzguß wird erst bei sehr hohen Stückzahlen (5000—100000) wirt-

$v = 2/3$.

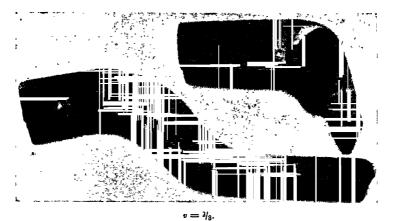



Fig. 296 c. Amerikanischer Messingspritzguß vom Jahre 1918 zeigte im Innern, unter einer verdickten Stelle, einen großen Lunker. Die Oberfläche ist wenig sauber und schlierig.

schaftlich, ausgenommen bei Teilen, die sonst eine sehr teure Nacharbeit erfordern. In der Anw. kann er für bestimmte Zwecke geeigneter als das Heißpressen werden, verdient deshalb in Verbraucherkreisen mehr Beachtung als bisher.

Ganz neuerdings wird nach dem Vorgang von J. Pollak Messing-*Preßguß* hergestellt, bei dem hoch erhitztes teigiges Messing durch sehr hohen Druck (bis zu 1000 Atm.) in Stahlformen gedrückt wird. Es ist anzunehmen, daß das teigige Messing dabei verflüssigt wird. Dieses Verf. soll ganz lunkerfreie Gußstücke liefern.

Schlaglot (Hartlot) ist Messing mit höherem Zn-Gehalt. Zum Hartlöten von Fe und Cu wird manchmal Messing selbst verwendet. Beim Löten von Messingteilen geht man meist so vor, daß man den Abfall von der Herst. mit einer gewissen Menge Zn verschm., die Schmelze körnt und zum Löten jener Messingteile verwendet. Man er-

$v = 150$.

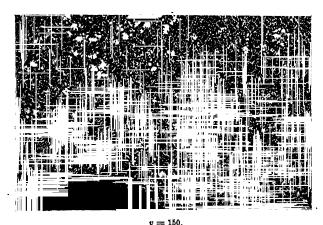



Fig. 296 d. Kleine Lunker in amerikanischem Messingspritzguß nach der Ätzung mit Ammoniak + Wasserstoffperoxyd.

reicht dadurch sicher einen genügend niedrigen Schmp. Für strengfl. Hartlot kommen Zusätze von 28.5—30 % Zn, für leichter fl. 35 % und leicht fl. 40—50 % zum Messing. Diese Hart- oder Schlaglote, die auch im Großen in eigenen Werken hergestellt werden, sind folgenderweise genormt[1]) worden (April 1925):

Werkstoffe. **Schlaglot (Hartlot).** DIN 1711

Bezeichnung von Schlaglot mit 42% Cu:
MsL 42 DIN 1711.

Benennung	Kurzzeichen	Proz. Cu (Rest Zn)	Schmp.	Verwendung
Schlaglot 42	MsL 42	42	820	Lötung von Messing mit mehr als 60% Cu
Schlaglot 45	MsL 45	45	835	2. und 3. Lötung von Messing mit 67 % Cu aufwärts
Schlaglot 51	MsL 51	51	850	Lötung von Cu-Legg. mit 68 % und mehr
Schlaglot 54	MsL 54	54	875	Wie MsL 51 und für Kupfer, Rotguß, Bronze, Eisen, Bandsägen.

Beim Kurzzeichen MsL weist Ms = Messing auf die Zugehörigkeit zu diesem, L auf Lot hin. Für den Cu- und den Zn-Gehalt ist eine Abweichung von ± 1 % zulässig. — Lieferart: in Körnern.

Silberlot. Um den Schmp. des Hartlots noch etwas herabzudrücken, so daß man leichter saubere Lötarbeiten, besonders von Messingteilen, herstellen kann, wird ihm noch Ag zugefügt. Ein größerer Zusatz an Zn oder Cd würde die Sprödigkeit und

[1]) Siehe die Fußnote 2 auf S. 149.

Flüchtigkeit zu sehr vermehren, Ag ist in dieser Hinsicht zwar teurer, wirkt aber wesentlich besser.

Normung[1]) (April 1925):

Silberlot.

Werkstoffe. DIN 1710.

Bezeichnung von Silberlot mit 4% Silber in Körnern:
AgL 4 DIN 1710 Körner.
(Die Bezeichnung ist bei Streifenlot aufzuschlagen.)

Benennung	Kurz-zeichen	Zusammensetzung % Cu	Zn	Ag	Schmp.	Lieferart	Verwendung
Silberlot 4	AgL 4	50	46	4	855	Körner	Lötung von Messing mit 58% und mehr Cu; für feinere Arbeiten, wenn eine saubere Lötstelle ohne viel Nacharbeit erreicht werden soll, sowie für Lötung von Kupfer- und Bronzestücken.
Silberlot 9	AgL 9	43	48	9	820		
Silberlot 12	AgL 12	36	52	12	785		
Silberlot 8	AgL 8	50	42	8	830	Streifen (Stecklot)	
Silberlot 25	AgL 25	40	35	25	765		
Silberlot 45	AgL 45	30	25	45	720		

Für den Cu- und den Zn-Gehalt ist eine Abweichung von ± 1% zulässig; der Ag-Gehalt darf dadurch keine Verringerung erfahren.

Nach R. Schwirkus (Die Hartlote für Messing) ergaben Verss. der Phys.-Techn. Reichsanstalt (D. 1894. **293**. 64, 89):

Zusammensetzung in Proz. Cu	Zn	Ag	Verw. zum Löten
53	43	4	strengfl. Leg.
48	48	4	etwas weniger strengfl. Leg.
42	52	6	für Messingbleich und Draht, sehr allgemein verwendbar
43	48	9	für zweite Lötungen
38	50	12	für dritte Lötungen und als Ersatz für zinnhaltige Lote

B. Nickel und Kobalt sowie ihre Legierungen.

Nickel- und Kobalterze waren den alten Bergleuten wenig erfreuliche Erscheinungen, wie dies in deren Namen zum Ausdruck kommt[2]). Die beiden Metalle wurden früher wenig beachtet. Ni diente fast nur zur Herst. von Neusilber; dann erst kam seine Verw. für Nickelstahl und zur Vernicklung auf, wofür jetzt sehr große Mengen verbraucht werden. Verkobaltung ersetzt manchmal die Vernicklung. Außer in der Stahlindustrie wird jetzt viel Ni zu anderen Legg. verarbeitet. Neuerdings versprechen die hitze- und rostbeständigen Co-Legg. weite Anw. Auch für Magnetstahl-Legg. und als Ersatz von Ni kommt Co in immer höherem Maße in Frage.

[1]) Siehe die Fußnote 2 auf S. 149.
[2]) Nickel = böser Berggeist; Kobalt = der irreführende Kobold. Vgl. a. W. v. Selve (Ni, sein Vorkommen, seine Herst. und Verw., Altena i. W. 1922) sowie Z. Met. 1921. **13**. 40.

1. Das Nickel.

Rohnickel ist wie folgt genormt (DIN 1701, Juli 1925)[1]:

Bezeichnung von Plattennickel: Plani DIN 1701.

<table>
<tr><th rowspan="3"></th><th rowspan="3">Benennung</th><th rowspan="3">Kurzwort</th><th colspan="9">Zusammensetzung in Proz.</th><th rowspan="3">Spez. Gew.</th><th rowspan="3">Verwendung für</th></tr>
<tr><th>Reingehalt mindestens</th><th colspan="8">Höchstzulässige Beimengungen</th></tr>
<tr><th>Ni (+Co)</th><th>Cu</th><th>Fe</th><th>Si</th><th>As</th><th>S</th><th>C</th><th>P</th><th>Mn + Sn + Sb</th></tr>
<tr><td rowspan="4">Hüttennickel</td><td>Würfelnickel</td><td>Wüni</td><td rowspan="4">98.5</td><td rowspan="4">0.15</td><td rowspan="4">0.50</td><td rowspan="4">0.20</td><td rowspan="4">0.03</td><td rowspan="4">0.03</td><td rowspan="4">0.3</td><td rowspan="4">Sp</td><td rowspan="4">Sp</td><td rowspan="2">8.4</td><td rowspan="2">Schmiedestücke, Bleche, Drähte, Stangen, Rohre, Ventilsitzringe, Guß- und Walzanoden und für sämtliche Legierzwecke.</td></tr>
<tr><td>Rondellennickel</td><td>Roni</td></tr>
<tr><td>Plattennickel</td><td>Plani</td><td>8.6</td><td>dieselben Zwecke wie Wüni und Roni, ausgenommen das Verschmelzen u. Legieren im Tiegel.</td></tr>
<tr><td>Granaliennickel</td><td>Grani</td><td>8.4</td><td rowspan="2">die gleichen Zwecke wie Wüni und Roni.</td></tr>
<tr><td></td><td>Kathodennickel (Elektrolytnickel)</td><td>Kani</td><td>99.5</td><td>0.10</td><td>0.30</td><td>Sp</td><td>Sp</td><td>Sp</td><td>Sp</td><td>Sp</td><td>—</td><td>8.9</td></tr>
<tr><td></td><td>Umgeschmolzenes Nickel (in Granalienform)</td><td>Uni</td><td>96.75</td><td>0.15</td><td>1.20</td><td>0.50</td><td>0.03</td><td>0.10</td><td>0.80</td><td>Sp</td><td>—</td><td>8.6</td><td>alle Legierzwecke, falls besonderer Reingehalt nicht verlangt ist.</td></tr>
</table>

Die verschiedenen Benennungen und Verww. der vier Hüttennickelarten beruhen auf verschiedenen phys. Eigenheiten, die durch die Gewinnungsarten der Hütten bedingt sind.

Rohnickel des Handels ist ohne weitere Behandlung nur als Legierungszusatz zu verwenden. Zur sonstigen Verarbeitung muß es erst durch Umschm. raffiniert werden, wobei zur Desoxd. ein kleiner Zusatz von Mg (0.1 %) oder Mn (0.2 %) erfolgt. Ein kleiner Übsch. an letzterem ist nicht schädlich. Über das Gefüge von Elektrolyt-Ni siehe G. Wazau (Z. Met. 1924. **16**. 482).

Der Guß erfolgt bei 1500—1550° und die Warmverformung bei etwa 1100° in möglichst neutraler, S-armer Atmosphäre. Rein-Ni wird viel zu Blech, Draht und Drahtnetzen verarbeitet und findet auch zu Kochgeschirren und chem. Geräten (wie Schalen, Tiegeln, Zangen usw.) Anw. Die Festigkeitseigenschaften sind sehr gut:

	H_B	K_z	φ	Blechtiefung (1 mm dick)
weich geglüht:	80—90	40—45	50—40	12.7
hart gewalzt:	180—200	70—80	etwa 2	—

Durchschnittlich enthält Reinnickel etwas Co, 0.25—0.45 Fe, 0.2—0.3 Mn, 0.1 bis 0.2 Cu und 0.1—0.2 Si + C + S. Durch 3 Mn steigt (Bur. Stand. 1924. Circular **100**)

[1]) Es gelten die Bemerkungen auf S. 149, Fußnote 2.

K_z auf etwa 62 und sinkt φ von etwa 63 (bei Rein-Ni) auf 47. Rein-Ni kann el. oder autogen geschweißt, hart und weich gelötet werden. Es wird meist bei 60—80° mit 20 % H_2SO_4 gebeizt.

Vor dem Weltkriege wurden die Scheidemünzen in Österreich-Ungarn, die 25-Pf.-Stücke in Deutschland und Münzen in der Schweiz aus Rein-Ni angefertigt. Die Verarbeitung war ziemlich schwierig und bot guten Schutz gegen Münzfälschungen. Der Verbrauch an Ni steigt ständig, besonders durch die Verw. zu Nichrom als Heizdraht für alle el. Koch- und Wärmezwecke sowie Öfen bis zu ∾ 950°. Ni ist heute eines unserer wertvollsten Legierungsmetalle. Co steht ihm nicht nach.

2. Nickellegierungen.

Kupfernickel-Legierungen werden heute allgemein aus Elektrolyt-Cu und Würfelnickel in Graphittiegeln erschm. unter Zusatz der aus dem eigenen Werk stammenden Abfälle. Der Guß erfolgt nach Desoxd. mit etwa 0.05 % Mg bei 100° über dem Schmp. in eisernen Kokillen. Nach C. Schaarwächter (Werkstoff-Handbuch, Nichteisenmetalle, Berlin 1927, M 9) werden die Gußstücke von der narbigen Oberfläche befreit und zur Warmverformung in möglichst neutraler Atmosphäre auf 700—800° erhitzt, dann ausgewalzt. Die für Kaltverformung nötigen Zwischenglühungen werden unter Luftabschluß vorgenommen.

Die Legg. sind hart, dehnbar, beständig und umso weißer, je mehr Ni sie enthalten (bei 43 % silberweiß). Sie werden wegen ihrer phys. Eigenschaften heute viel verwendet. Mit 0—60 Ni sind sie bei gewöhnlicher Temp. unmagn. Die Thermokraft gegen Fe erreicht bei rd. 50 Ni einen Höchstwert. Verschiedene Legg. finden für el. Widerstände Verw., denn schon durch geringe Ni-Zusätze sinkt die el. Leitfähigkeit des Cu sehr stark; bei 50 Ni erreicht sie einen Niedrigstwert. Ein solches Widerstandsmaterial (W M 50) zeigt SG. 8.88, Schmp. 1270°, SW. rd. 0.098 cal/g. Grad, Wärmeausdehnung 0.000156, spez. el. Widerstand weich 0.48—0.50, hart 0.50—0.52. Der Temp.-Koeffizient bleibt in der Regel unter ± 0.00004, kann aber unter 0.000005 herabgedrückt werden.

C. Schaarwächter führt noch folgende Festigkeitswerte von weich geglühten Drähten an:

Nr.	Legierung	Cu %	K_z rd.	φ rd.
I	Kupfer-Nickel	90	28	40
II	Kupfer-Nickel	85	30	40
III	Kupfer-Nickel	80	31	38
IV	Kupfer-Nickel	75	33	36
V	Kupfer-Nickel	30—33	42	34
VI	WM (Widerstandsmaterial)	42—45	48	38
VII	Apparateleg., weich	66.67	50	35—40
VIII	Apparateleg., hart gewalzt und angelassen	66.67	65	20

mit folgenden Durchschnittsanalysen (Rest Cu):

Nr.	Legierung	Gefunden Ni %	Mn %	Fe %
II	85 Cu, 15 Ni . . .	14.5—15.5	rd. 0.20—0.25	0.10—0.15
III	80 Cu, 20 Ni . . .	19.5—20.5	rd. 0.10—0.30	0.20—0.25
IV	75 Cu, 25 Ni . . .	24.5—25.5	rd. 0.20—0.30	0.20—0.25
V	70 Cu, 30 Ni . . .	rd. 29	rd. 2	0.20—0.30
VI	WM 50 für Rohre . .	42—46	rd. 0.40—0.80	0.20—0.30

I dient für leonische Drähte; II und III für Geschoßmäntel, Münzen, Kondensatorrohre, Torpedoteile und Plattierzwecke; IV wird fast ebenso verwendet, besonders korrosionsfest; V und VI für el. Widerstände, zu Thermoelementen, im Apparatebau, ist noch korrosionsfester; VII für Beizgeräte, Pumpen, Apparateteile, Lebensmittelbehälter, Schiffsmaschinenteile usw.

Als Münzmetall benutzen Brasilien, die V. St. Amerika vor 1866 eine Leg. mit 12 % Ni, Deutschland jetzt und Belgien vor dem Kriege eine mit 25 % Ni. Diese Leg. dient auch zu Kochgeräten. Aus anderen Legg. fertigt man Geschoßmäntel.

Konstantan mit 40 % Ni zeigt große Beständigkeit des el. Leitungswiderstands bei verschiedenen Tempp. und wird in der Elektrotechnik gebraucht.

Monelmetall mit 50—70 % Ni, das nach Mitteilungen der Isolations-A.-G. in Mannheim-Neckarau seinen Namen von dem Entdecker Ambrose Monel hat, wird unmittelbar aus Rotnickelkies dargestellt und ist trotz des hohen Ni-Gehalts billiger als reines Cu. Man spricht deshalb, namentlich in Amerika, von einer „Naturlegierung", der man besondere Eigenschaften zuspricht. Da die Zus. der Erze schwankt, finden wir (Z. Ver. Ing. 1922. **66.** 594; O. Bauer, Legierungen, 327) folgende Gehalte (in Proz.):

Monel-Metall	Ni (+ Co)	Cu	Fe + Mn	Si	C
1	67	28	bis 5	Spuren	Spuren
2	70	28.9	1	—	—
3	74.5	25	0.5	—	—
4	68	30.5	1.5	—	—

Monelmetall ist ein sehr wertvoller Baustoff mit folgenden Festigkeitseigenschaften:

Behandlung der Stäbe	σ_f kg/mm²	K_z kg/mm²	φ %
weich geglüht	25	55	35
warm gewalzt	30	58	33
schwach gezogon . . .	40	60	25
normal gezogen	48	62	20
hart gezogen	72	73	10

Neuerdings können auch Gußstücke aus Monelmetall hergestellt werden, die bei $K_z = 58$, $\varphi = \backsim 30$ aufweisen. Die sehr gute Festigkeit bleibt nach dem Ausglühen bei 800° ($K_z > 58$). Das Gefüge von verschieden behandeltem Monelmetall zeigen die Figg. 41—43, S. 27 u. 28. Wertvoll ist auch die gute Widerstandskraft gegen Korrosion.

Für Dampfturbinenschaufeln übertrifft Monelmetall alle anderen Legg. Auch auf Heißdampfarmaturen sowie chem. Gefäße und Geräte wird es mit Vorteil verarbeitet. Ihre gute Beständigkeit gegen Seewasser macht die Leg. für Marinezwecke geeignet, z. B. für Schiffskondensatorrohre, Ventile, Pumpen usw. (s. Z. Met. 1928. **20.** 403).

Minargent aus 56.8 Ni, 39.8 Cu, 2.8 W und 0.6 Al ist sehr hart und dem Ag an Farbe und Glanz ähnlich. Aus alten Schlackenhalden gewann man in Suhl eine Cu-Ni-Leg. (Suhler Weißkupfer), die, wohl mit Zn oder Messing verschmolzen, zu Sporen und Beschlägen verarbeitet wurde. Es war die erste Ni-Leg., die in Europa techn. Verw. fand.

Kupfernickelzink-Legierungen bilden das *Neusilber* (Kunstsilber, Argentan, in Österreich Alpaka, in Frankreich Maillechort, in England German silver).

Ihre Zus. schwankt nach der Verw. und dem Preis der Leg. in weiten Grenzen: 5—34 % Ni, 13—36 Zn, 48—70 Cu. Daneben kommen im Neusilber noch vor: bis 4 Sn, bis 3 Pb, 0.1—5 Fe, bis 1 Mn, sowie Cd, Co, Mg, Al, P, Sb, W in kleinen Mengen.

Nickelin ist eine neusilberähnliche Leg., etwa mit 54 Cu, 26 Ni und 20 Zn, die als Material für el. Widerstände benutzt wird. Da aber Neusilber seinen Widerstand im Lauf der Zeit ändert, bevorzugt man Zn-freie Ni-Legg., wie das Konstantan (S. 193) und das Manganin (Kapitel E.), die sich durch kleine Temp.-Koeffizienten des el. Widerstandes auszeichnen. Die Tabelle zeigt die spez. el. Widerstände einiger Legg. im Vergleich zu denen der reinen Metalle:

Name	Cu	Zn	Ni	Fe	Mn	Spez. el. Widerst.
Kupfer	100	—	—	—	—	1.6
Nickel	—	—	100	—	—	12.6
Nickelbronze . . .	75	—	25	—	—	34.2
Neusilber	60.1	25.4	14	0.3	—	30.00
Rheotan	50.4	16.9	25.2	4.5	—	52.50
Spezialleg. . . .	72	—	3	—	28.8	47.70

Zur Herstellung von Neusilber werden Ni und Cu oder hüttenmännisch gewonnene Cu-Ni-Leg. nebst Neusilberabfällen in geschlossenen Graphittiegeln eingeschm. und das Zn eingerührt. Dabei trägt man die kleinstückigen Metalle in abwechselnden Lagen — zu unterst und zu oberst Cu — in die Tiegel ein und bedeckt mit einer Schicht Holzkohlenpulver. Oder man schm. sämtliches Zn mit einem Teil des Cu und Ni und löst den Rest beider Metalle in dem Bade auf. Nach dem englischen Verf. schm. man das gesamte Zn mit einem Teil des Cu zusammen, zerschlägt das erhaltene Messing in kleine Stücke, schmilzt dann das Ni mit dem Rest des Cu ein und vereinigt diese Schmelze mit dem Messing, wobei man das Metall ebenfalls mit Holzkohlenpulver bedeckt. In neuerer Zeit stellt man meist zunächst eine binäre Cu-Ni-Leg. her und setzt dieser das Zn in Form von Messing zu. S-haltige Ofengase sind (sowohl beim Schm. als auch beim Glühen) möglichst fernzuhalten.

Zusammensetzung: Nur zur Herst. der besten Sorten geht man von den reinen Metallen aus. As macht schon in geringer Menge das Neusilber spröde, so daß man reines Ni, am besten auf nassem Wege gewonnenes, anwenden muß. Fe schadet weniger. Bei den zinkärmeren Legg. tritt die dem Ni und Cu eigene Neigung zur Gasentw. stärker hervor, die man durch Zusatz von P- oder Mn-Cu bekämpft. Als vorzüglichstes Desoxydationsmittel wird Mg benutzt.

Hoher Ni-Gehalt begünstigt Farbe, Härte, Beständigkeit, erschwert aber die Bearbeitung. Zn erniedrigt den Schmp. und erhöht die Gießbarkeit, beeinträchtigt aber bei großem Gehalt die Geschmeidigkeit und die chem. Beständigkeit. Zur Förderung der Gießbarkeit und der mech. Bearbeitbarkeit setzt man manchen Legg. 2—3 % Pb zu. Eine Leg. aus 52 Cu, 22 Ni und 26 Zn hatte gegossen 19.5 kg/mm^2 Bruchfestigkeit und 3.5 % Dehnung; bei Gehalt von 0.1 Mg erhöhten sich die Zahlen auf 20.5 kg bzw. 10.75 %. Nach Guillet hat ein höherer Gehalt als 20 % Ni nur noch Einfluß auf die Farbe, aber nicht auf die sonstigen Eigenschaften der Legg. Mit steigendem Ni-Gehalt nimmt die Härte des Neusilbers ab; mit wachsendem Cu-Gehalt wird es zuerst rötlich, dann bräunlich. Nach P. Reinglaß (Chem. Techn. d. Legg., Leipzig 1926) ist die Farbe

	bläulichweiß	Ni-ähnlich	Ag-ähnlich	weiß	weißgrau mit gelbem Stich	weiß mit gelbem Schein
bei % Ni	33	27—22	18	13	10	7

Für Schreibmaschinenteile dienen Al-haltige Neusilberlegg. Auch Fe (Sterline, Argental), Sn (Arguzoid, Argental), W (Platinoid), ferner Cd, Sn, Ag, Mn sind in die Legg. eingeführt worden. Einige Prozente Ag, wie im Chinasilber (Perusilber) und im Schweizer Scheidemünzenmetall, sind praktisch ohne Wirkung. Sn macht die Leg. härter, politurfähiger und hebt die Klangfülle. V soll (Metalltechn. 1920. **46.** 44) die Eigenschaften des Neusilbers wesentlich verbessern. Mehrfach hat man versucht, das Ni durch Mn zu ersetzen, und Mn-Zn-Cu-Legg. mit Hilfe von Cupromangan oder hochproz. Ferromangan hergestellt. Diesen Legg. geht aber wegen der leichten Oxydierbarkeit des Mn die Beständigkeit des Neusilbers ab.

Bearbeitung: Man gießt Neusilber bei hoher Temp., die je nach der Zus. zwischen etwa 1100 und 1300° liegt. Zur Herst. von Halbzeugen wird meist in eiserne Kokillen gegossen. Dabei beträgt das L_{sch} 2 %, während bei Sandformguß mit rd. 1.8 % zu rechnen ist. Einzelne Neusilbersorten mit sehr hohem Zn-Gehalt (40—50 %, neben 5—15 Ni) sind auch gut warm verformbar. Sonst wird Neusilber meist kalt verformt, wobei die Zwischenglühungen in möglichst neutraler Atmosphäre bei 600—750° ausgeführt werden. Der Beginn der Rekrist. liegt bei rd. 400°. Nach A. Einenkel (Werkstoff-Handbuch, Nichteisenmetalle, Berlin 1927, M 10/11) wird Neusilber mit einer Mischung von verd. HNO_3 und H_2SO_4 gebeizt.

Zum Auswalzen werden dünne Platten zwischen Eisenplatten gegossen, wobei man das Metall von unten aufsteigen läßt, oder man zersägt Blöcke in dünne Platten. Das Auswalzen geschieht bei gewöhnlicher Temp. unter öfterem Ausglühen, besonders im Anfange, solange sich noch der Einfluß einer gröberen kristsch. Struktur geltend macht.

Eigenschaften. Neusilber ist gelblichweiß bis fast silberweiß, von dichtkörnigem oder feinzackigem Bruch, von D. 8.3—8.7, fester und härter, aber fast ebenso dehnbar wie Messing, sehr politurfähig. Die SW. ist nach A. Einenkel zwischen 15 und 100° 0.095—0.106 cal/g. Grad, der lineare Ausdehnungskoeffizient zwischen 0 und 100° 18—21 $\times 10^{-6}$, die Wärmeleitfähigkeit bei 18° rd. 0.1 bis 1.0 cal/cm. sek. Grad, der el. Widerstand 2—6.7 Ohm/m . mm²; K_z weich 35—45, hart 60—70 bei φ 20—40 bzw. 2—6; H_B weich 60—90, hart 150—200; H_S weich 12—22, hart 35—55. Neusilber schm. zwischen 950 und 1200°. Es behält an der Luft Farbe und Glanz, wird von verd. Säuren viel weniger als Cu und Messing angegriffen.

Verwendung findet Neusilber zu allerlei Gebrauchs- und kunstgewerblichen Gegenständen, zu Musikinstrumenten, Taschenmesserbeschlägen, optischen Geräten, Rohren, Reißzeugen, Uhrgehäusen, Ketten und Schmuckwaren, Schrauben, Nägeln, Federn, Armaturen, feinmech. und elektrotechn. App. usw. Für Eßbestecke wird meist Neusilber mit 16—24 Ni verarbeitet; häufig außerdem galvanisch versilbert (Alfenide, Argyroid, Argyrolith, Argyrophan, Christofle, Similargent, Cuivre blanc, White copper). Gut versilberte Ware enthält 2 % Ag.

Chromnickel-Legierungen werden seit einiger Zeit benutzt. Reines Ni wird bei längerem Erhitzen an der Luft bei 900—1000° brüchig, weil die Oxd. an den Korngrenzen vordringt. Durch Zusatz von Cr wird hohe Hitzebeständigkeit erreicht, weil Cr-Ni-Oxyde einen fest haftenden Schutzüberzug bilden. (Vgl. M. v. Schwarz, Z. Met. 1921. **13.** 125; 1924. **16.** 407; s. a. H. Helberger, E. T. Z. **1924.** I. Sonderheft 21.) Die hoch beanspruchten Legg. bestehen nur aus Ni (60—90) und Cr (35—10), sowie etwa 1 Mn; weniger beanspruchte enthalten noch bis 25 Fe und bis 7 Mo.

Das Schmelzen erfolgt in (meist mit geschm. MgO) ausgekleideten Tiegeln, zweckmäßig im Vakuum. C-Aufnahme muß vermieden werden. Nach der Desoxd. mit Mn oder Mg, die bei Vakuumschmelzen unnötig ist, wird bei 1550—1600° vergossen. Die Warmbearbeitung und das Ausglühen erfolgen bei 1000—1100°, wobei

auf S-freie Atmosphäre zu achten ist. Die Cr-Ni-Legg. werden el. nach dem Abschmelzverf. geschweißt. Autogenschweißung ist nur ohne Acetylen-Übsch. möglich, aber immer schwierig. Gelötet wird mit Feingold oder Silberlot, jeweils mit Boraxglas als Flußmittel.

Für el. Heizapp. sowie Glüh- und Schmelzöfen für Tempp. bis zu etwa 1200° hat man eine Ni-Cr-Leg. mit 5—35 % Cr verwendet: Nichrom hat einen Temp.-Koeffizienten von nur 0.000265 bei einem spez. Widerstand von 0.85 Ohm/m.mm². W. Rohn (Werkstoff-Handbuch, Nichteisenmetalle, Berlin 1927, M. 7) gibt für eine Reihe von Legg. folgende Eigenschaften an:

Nr.	Prozent				Spez. el. Widerstand			D.	Wärmeausdehnung mm/m für 1°
	Cr	Ni	Fe	Mo	Ohm/m.mm²	Temp.-Koeffizient $\alpha \times 10^{-6}$ 0—200°	200—1000°		
I	11	89	—	—	0.85	400	200	8.32	0.0147
II	15	85	—	—	0.95	300	61	8.40	170
III	20	80	—	—	1.10	100	58	8.36	145
IV	15	63	22	—	1.11	300	117	8.16	152
V	20	70	10	—	1.08	200	91	8.91	152
VI	25	65	10	—	1.10	300	76	8.24	148
VII	33	50	17	—	1.05	500	227	8.04	150
VIII	15	63	15	7	1.20	100	56	8.75	143

Die hohe Säurebeständigkeit der Cr-Ni-Legg. erschwert das Beizen, so daß man die Reinigung der Oberfläche von der Verzunderung meist durch das Sandstrahlgebläse vornimmt.

Die Widerstandsfähigkeit gegen Korrosion und Verzunderung steigt mit zunehmendem Cr-Gehalt. Mit ihm wachsen aber auch die Schwierigkeiten der Knetbearbeitung, die durch Fe vermindert werden. Die mech. Eigenschaften dieser Legg. sind nicht nur bei Zimmertemp., sondern auch bei hohen Tempp. vorzüglich; selbst bei 500° ist die K_z nur 10 bis etwa 20 % niedriger, während φ, ψ und A fast unbeeinflußt von der Temp. sind. Außer für el. Heizzwecke des Haushalts und für selbst große Industrieöfen werden diese Cr-Ni-Legg. für Glühtöpfe, Pyrometerschutzrohre, Brennerdüsen, Emailliergestelle und insbesondere als sehr säurefeste Legg. in stets steigendem Maße verwendet.

Neuerdings werden sehr Cr-reiche Ni- und auch Eisenlegierungen zu hochhitzebeständigen Gußstücken für Glüh- und Einsatzkästen, Roststäbe usw. mit großem Erfolge hergestellt und kurzweg hitzebeständiger Guß genannt. Den höchsten Anforderungen entsprechen Ni-Legg. mit 50—80 Ni, 10—35 Cr, gegebenenfalls noch bis 20 Fe. Für geringere Sorten werden 10—25 Cr dem Fe zugesetzt und nötigenfalls noch bis 15 Ni einverleibt, so daß den nichtrostenden Stählen (s. Abschnitt F.) ähnliche Zuss. erreicht werden. Bei den Fe-haltigen Legg. sinkt über 500° die Festigkeit schnell, während reine Cr-Ni-Legg. bei 1000° noch beanspruchbar sind und Fe um etwa das 3—10fache übertreffen. Rostfreie Stähle mit ∾ 15 Cr und 5—25 Ni werden (Ch. Trade J. **1926**. 468; Korr. 1928. **4**. 184) durch 0.4—1.5 Cu noch korrosionsfester.

Nähere Angaben: W. Rohn (Werkstoffhandbuch P 1/2; E. T. Z. 1927. 48. 227, 317; Korr. 1928. 4. 25); G. Klein (E. T. Z. 1924. 45. 300); Sonderheft: Säurefeste Legg. (Z. Met. 1926. 18. 365); A. Fry (Krupp. Monh. 1926. 7. 169) mit Angaben über Ferrotherm, Nichrotherm und Nialit, die teilweise nicht nur gegossen, sondern auch geschmiedet werden können.

Auch alitierter (d. h. oberflächlich durch Diffusion mit Al angereicherter) Flußstahl und 10%ige Aluminiumbronze sind gut feuerbeständig und

len für Glühtöpfe sowie Einsatzkästen mit Vorteil Verw., denn die Lebensdauer
etwa 30—40mal größer als von gewöhnlichem Eisen. Obige hochhitzebeständige
gg. haben aber noch wesentlich größere Beständigkeit gegen die Flammengase
d sind meist wirtschaftlicher.

Ni-Fe-Legg. werden meist als *Nickelstähle* bezeichnet. Für die mit höherem
-Gehalt gibt G. Hohorst (Werkstoff-Handbuch, Nichteisenmetalle, M 8) an:

Nr.	Prozent Ni	Prozent Fe	K_z kg/mm² rd.	φ % rd.	Wärmeausdehnungskoeff. zwischen 20—40° × 10^{-6}		D.
I	25	75	60	35—40	12		8.1
II	30	70	60	35	5		8.1
III	33	66	60	32	20		8.1
IV	36	64	60	32	1		8.1
					Ni		
V	42—50	58—50	65	30—36	42	5	8.2
					44	8	
					46	9	
					50	10	
VI	78.5	21.5	—	—	—		—

I. für Torpedohüllen und el. App. — II. für Geschirrteile, Sporen, als Zusatz
: niedriglegierte Ni- und Cr-Ni-Stähle. — III. mit 1 Cr besitzt hohen el. Wider-
ınd (0.90 Ohm/m.mm²) und geringe Wärmeleitfähigkeit (0.026 cal/cm.sek.Grad),
ınt für el. Widerstände und Griffe, die, wie z. B. bei Kochgeräten, nicht zu heiß
ırden sollen. — IV. ist Invarstahl mit geringster Wärmeausdehnung; für Waagen,
ndel, Normalmaßstäbe und sonstige Meßwerkzeuge. Wärmeausdehnung ähnlich
m Glas. — VI. Permalloy erhöht nach H. D. Arnold und G. W. Elmen
gl. E. Schwandt, Fortschr. Techn. **1928**. Nr. 32), wenn es in Streifen von
15 mm Dicke um den Cu-Kern von Unterseekabeln gewickelt wird, durch induktive
irkung die Telegraphiergeschwindigkeit auf etwa das Sechsfache. Die Anfangs-
rmeabilität von Permalloy ist etwa 30mal so groß wie die von bestem Weicheisen.
ese hohe Permeabilität (70 000—100 000) wird durch eine der mech. Bearbeitung
gende Wärmebehandlung erzielt (vorher 6000—10 000).

3. Kobaltlegierungen.

Seitdem die Darst. des Kobalts weiter ausgebildet worden ist, hat man auch
rsucht, es zu Legg. zu verarbeiten. Solche sind das Metallin und die Sonnen-
ronze. Eine Leg. aus 75 Co und 25 Cr ist schweiß- und walzbar, hat eine Festig-
it von 57.5 kg/mm², schm. bei 1650° und ist sehr widerstandsfähig gegen Säuren.

Co findet neuerdings als Leg.-Zusatz zu *Chrom* und *Eisen* Verw. für hochfeuer-
ste Rohre und Bleche. Die Co-Magnetstähle haben gegenüber den bisherigen
ıe mehrfache Leistung. Co wird seit 1912 in Schnellschnittstählen,
r die Ni dagegen unbrauchbar ist, mit gutem Erfolge benutzt. Ein *Neusilber*, in
m Ni durch Co ganz ersetzt ist, ist zu spröde. *Aluminium*-Co-Legg. wurden von
orchers und Schirmeister (D.R.P. 242 313) vorgeschlagen, fanden aber
ine Verw. *Chrom*-Co-Legg. zeigen nach G. Tammann (D.R.P. 270 750; Z. anorg.
ı. 1908. **59**. 323) hohe Festigkeit mit gutem Widerstand gegen Säureangriff. Selbst
i 720° sind noch folgende Festigkeiten gef. worden:

Leg. %	σ_e	K_z	φ	ψ
75 Co 25 Cr	28.1	44.9	21	26
70 Co 30 Cr	45.9	65.1	8.7	22

iteres berichtet Haynes (Metall. 1911. 8. 92; J. Ind. Eng. Ch. 1913. 5. 189; ι. P. 1 057 473, 1 057 828). Co-Cr-W-Legg., mit und ohne Fe, dienen als Hart-ꞓalle, so Stellit, Akrit, Caedit, Percit, Celsit. Co-Legg. behandeln noch die D.R.P. ; 794, 387 398 mit Zus.-P. 389 189 und 407 017.

C. Aluminium und seine Legierungen.

1. Aluminium.

Nach Normenblatt[1]) DIN 1712 (Juli 1925) sind die Eigenschaften von Rein-minium:

Bezeichnung von Reinaluminium mit 99 % Aluminium: Al 99 DIN 1712.
Das Kurzzeichen ist einzuschlagen oder einzugießen.

Benennung	Kurzzeichen	Zulässige Verunreinigungen
einaluminium 99.5	Al 99.5	Fe + Si + Cu + Zn ≦ 0.5 %, davon Cu + Zn < 0.05 %, sonstige Verunreinigungen nur in handelsüblichen Grenzen.
einaluminium 99	Al 99	Gesamtverunreinigung ≦ 1 %, Cu + Zn < 0.10 %, sonstige Verunreinigungen außer Fe und Si nur in handelsüblichen Grenzen.
einaluminium 98/99	Al 98/99	Gesamtverunreinigung ≦ 2 %, davon Fe < 1 % und Cu + Zn ≦ 0.10 %, weitere Verunreinigungen außer Si nur in handelsüblichen Grenzen.

Reines Al wird nur selten zu Gußzwecken verarbeitet, da es sehr dickfl. ist, die ßform nur schlecht erfüllt und das hohe Schwindmaß L_{sch} = 1.7—1.8 % auf-ist. Dagegen wird es vielfach im chem. Gerätebau, wegen seiner vorzüglichen ständigkeit gegen viele Agentien, verwendet. Nach dem Normenblatt DIN 1753 'd es bei 1—3 m Länge in Breiten von 0.35—0.50 m bei 0.2—0.4 mm Dicke, in eiten von 0.35—0.75 bei 0.45—0.9 mm Dicke und in Breiten von 0.35—1 m bei -5 mm Dicke geliefert.

Al ist wenig politurfähig. Die Zerreißfestigkeit (K_z) des bei der normalen Temp. ı 730—760° gegossenen Al beträgt 7—8 kg/mm², bei φ etwa 3. Bei langsamer kühlung sinkt sie auf 4.5—5.6; bei Kokillenguß steigt sie auf 8.5—9. Die von Al-ıngen ist 9—14, von Draht 8—18. Durch starke Kaltbearbeitung kann man zwar Festigkeit auf etwa 15—16 kg/mm² steigern. Zugleich sinkt aber die Dehnung ı 32 auf 1—5 %, und nach einer Erhitzung auf 300° ist die Festigkeitssteige-ıg unwiederbringlich verloren. Bei höherer Temp. zeigt reines Al nur geringe Festig-ıt, z. B.:

t°	20	100	200	300
K_z in kg/mm² . .	10	7.5	5.0	3.0 ,

umso schneller sinkt, je reiner das Al ist, so daß Dampfdruckgefäße kaum raus herzustellen sind (vgl. M. v. Schwarz, Z. Bayer. Rev.-Ver. 1926. **30**. 207; Met. 1927. **19**. 170). — Bei der Erzeugung von Stählen, Messingen und Bronzen rd Al als Desoxydationsmittel benutzt.

Al ist durch Walzen und Heißpressen zu verarbeiten. Für Guß eignet es sich gen seiner Dickflüssigkeit im reinen Zustand nicht, nur als Leg. Es kann nach . C. Heraeus mit dem Hammer bei etwa 600° geschweißt werden, ebenso togen oder durch el. Widerstandserhitzung.

Die Tiefziehfähigkeit, für die H. Röhrig (Z. Met. 1928. **20**. 416) neue, richtige ɛfungswerte für Rein-Al anführt, ist nicht besonders gut. Deshalb wurde in Amerika

[1]) Es gelten die Bemerkungen auf S. 149, Fußnote 2.

von Hybinette (Brass World 1928. **24.** 251; Z. Met. 1928. **24.** 410; Am. P. 1579 481) eine 97 % Al enthaltende Leg. „*Hyb-Lum*“ ausgebildet, die sich gut zum Stanzen und Ziehen eignen soll. Neuerdings wird vom Messingwerk Schwarzwald auch eine Art „*Hartaluminium*“ hergestellt, das sich sehr gut pressen, stanzen, ziehen und bohren läßt, während nicht nur Rein-Al, sondern auch alle anderen Al-Legg. „schmieren“.

2. Aluminiumlegierungen.

Al bildet mit Cu eigenartige Legg. und beeinflußt in diesen die Eigenschaften des Cu stärker als das Sn. In diesen Legg., zu denen die Al-Bronze (s. S. 176) gehört, übersteigt der Zusatz von Al zum Grundmetall in der Regel nicht 10—15 %. In anderen Legg. dagegen ist Al das Grundmetall und erhält zur Verbesserung seiner Eigenschaften unter Ausnutzung seiner niedrigen D. Zusätze anderer Metalle in einer Menge von 10—25 % und mehr. Als Zusätze benutzt man hauptsächlich Cu und Zn, aber auch Mg, W, Ni, Mn, Si, Sb, Ti, Cr, Ag, mit oder ohne Cu und Zn. Zu den Cu- und Zn-Legg. gehört die große Mehrzahl der gebräuchlichen Leichtmetalle.

Höherer Fe-Gehalt ist in Al-Legg. meist nicht erwünscht, weil durch ihn die Dehnung sinkt und die Sprödigkeit infolge B. von Al_3Fe-Kristallen zunimmt. Zur Verbesserung der mech. Eigenschaften von eisenhaltigem Al oder Al-Legg. bis zu 6 % Fe will die Firma Th. Goldschmidt (D.R.P. 440763) Ce, Ti, Mo, B oder C in solchen Mengen zusetzen, daß das Fe daran unter Zers. der Verb. Al_3Fe gebunden wird.

Al und viele seiner Legg. können heiß gepreßt und geschmiedet sowie kalt bearbeitet werden und erfahren dadurch eine Verbesserung ihrer Festigkeit. Einer bestimmten Gruppe von Al-Legg., den sog. vergütbaren Leichtlegg., kann nach der mech. Bearbeitung durch Wärmebehandlung (Abschrecken von bestimmten Tempp.) und nachfolgendes Lagern oder Anlassen sehr große Festigkeit neben hoher Bruchdehnung verliehen werden. Dadurch erlangten die Al-Legg. ungeheure Bedeutung für Leichtkonstruktionen von Luftschiffen, Flugzeugen und Motorfahrzeugen. So können Legg. gewonnen werden, welche die Festigkeitseigenschaften von gutem Flußeisen übertreffen und dabei nur etwa den dritten Teil des SG. aufweisen. Neuerdings werden auch Al-Gußlegierungen gewonnen, die dem Gußeisen in einzelnen Fällen fast ebenbürtig sind, aber nur etwa vier Zehntel soviel wiegen, wie z. B. Alneon, das durch einfache Lagerung eine Selbstveredlung erfährt[1]).

a) Die einzelnen Legierungszusätze.

Ein geringer Zusatz von *Kupfer* gibt dem Al größere Härte, Festigkeit (besonders nach mech. Bearbeitung) und Polierfähigkeit, während die Hämmerbarkeit erst bei größeren Zusätzen leidet. Als Beispiele mögen folgende dienen:

% Cu im Al	0	1	2	3	4	5	6	8	Form
D.	2.67	—	2.71	—	2.77	—	2.82	2.84	Blech 1 mm stark.
Zerreißfestigkeit	8.7	—	30.7	—	31.1	—	38.6	39.5	
D.	—	—	—	2.74	—	—	2.82	—	Draht 2 mm Dm., geglüht.
Zerreißfestigkeit	—	—	—	20.5	—	—	22.4—24.8	—	
Dehnung . .	—	—	—	21.5	—	—	16.2—20	—	
D.	—	—	—	2.74	—	—	2.83	—	Draht 2 mm Dm., hart
Zerreißfestigkeit	—	—	—	35.3—34.7	—	—	45.2—42.9	—	
Dehnung . .	—	—	—	4	—	—	2.5	—	
Zerreißfestigkeit	—	10.3	10.9	12	12.9	13.2	13.6	—	gegossen
Dehnung . .	—	5	4.5	5	6	3	2	—	

[1]) Vgl. M. v. Schwarz, Alneon und Neonalium (Werkstoffhdb., Nichteisenmet. I 5, Berlin 1927); Neue selbstveredelnde Aluminium-Gußlegg. mit hoher Elastizitätsgrenze (Werkstattstechnik 1928. **22.** Heft 2; Z. f. Flugtechnik und Motorluftschiffahrt 1928. **19.** Heft 16. 261).

Durch einen Zusatz von Mg können diese Legg. verbessert werden. Das Duralumin der Dürener Metallwerke mit 0.75 % Mg übertrifft alle andern Al-Legg. von gleicher D. an Bruchfestigkeit, Dehnung und Härte. — Augalit enthält neben 92 % Al und 5 Cu noch 2 Bi und 1 Si.

Silber wird bis zu 5 % dem Al beigegeben, um dichteres Korn zu erhalten. Die Leg. soll sich auch leichter prägen, gravieren, gießen lassen und wurde als Münzmetall und zu Wagebalken für chem. Wagen empfohlen.

Nickel gibt kristsch. Legg. und verbessert Härte und Bearbeitbarkeit des Al, aber nicht die Festigkeit. Nach Richards beträgt diese (in kg/mm) und die Dehnung (in %) bei kalt geschmiedeter und angelassener Leg. mit 4.5 % Ni 14.7 kg und 6 %, bei schwacher Rotglut 16.0 kg und 5.5 %, bei Kirschrotglut 16.3 kg und 11.5 %. Die chem. Widerstandsfähigkeit dieser Legg. soll gut sein. — Eine Leg. aus 90 Al, 5 Bi, 2.5 Fe und 2.5 Ni wird nach D.R.P. 133 910 dargestellt durch Schmelzen des Fe, in das man der Reihe nach Ni, Al, Bi einträgt. Die Leg. ist leicht, sehr beständig gegen oxdd. Einflüsse, schm. leicht und läßt sich sehr gut löten. — Eine Leg. aus 97.6 Al, 2 Ni und 0.4 Ti ist sehr zäh und fest und liefert dichten Guß. — Eine andere Ni-Al-Leg. mit einer Zugfestigkeit von 13.8 kg/mm², D. 2.8, großer Wetterbeständigkeit und reinem, weichem Ton wird als Glockenmetall empfohlen, da sie die Turmkonstruktionen sehr erheblich erleichtert. — Hierher gehört auch das Rosein.

Legg. mit *Zinn* kommen namentlich als Lote in Betracht. Solche mit 10 % Sn sollen sich nach Bourbouze wegen ihres niedrigen Ausdehnungskoeffizienten besonders zu phys. Instrumenten eignen. Sie haben aber geringe Festigkeit und werden chem. leicht angegriffen.

Legg. mit *Zink* haben sich gut eingeführt und werden namentlich auch in der Elektrotechnik benutzt. Stacey (Ir. Tr. J. 1908. **63**. 128) gibt folgende Zuss. an:

Al	96.2	90.0	87.7	94.4
Cu	2.7	2.4	2.8	2.5
Zn	0.8	6.0	8.9	2.7

Hierher gehört das Zimalium (D.R.P. 141 190), das härter ist als Al und sich besser bearbeiten läßt, aber geringeres el. Leitvermögen besitzt und gegen chem. Einflüsse weniger widerstandsfähig ist. Ähnlich ist das Zinkalium mit wenig Mg und Zn, D. 2.65—2.75. Eine Leg. aus 90 Al und 10 Zn soll sich sehr gut verarbeiten lassen. — Als Ersatz des Messings dient der Makadamit mit 72 Al, 24 Zn und 4 Cu. Ähnlich sind Ziskon, Algun u. a.

Al-Legg. mit *Cadmium* (Engl. P. 16 453/1903), wie 93.5 Al, 2.5 Cd und 4 Cu oder 90.5 Al, 3.5 Cd und 6 Cu, eignen sich besonders für Guß und lassen sich gut bearbeiten.

Wolfram und *Antimon* neben anderen Metallen haben Partinium, Wolframium und Romanium. Zur Darst. schm. man 78 Cu mit 20 Sn und 2 Kaliumarsenat, pulvert, schm. die Leg. mit 1 W und 3 Sb, pulvert wieder und setzt sie in der Menge von 4—10 % dem geschm. Al zu. Stacey gibt folgende Zuss. an:

	Al	Cu	Sn	W	Sb	Ni
Partinium	96.0	0.6	0.2	0.8	2.8	—
Wolframinium	98.0	0.4	0.1	0.04	1.4	—
Romanium	97.0	0.3	0.2	0.17	0.3	1.8

Partinium soll eine Bruchfestigkeit von 26.5 kg/mm² und eine Dehnung von 15.2 % haben (Gén. **74**. 87) und für Automobilkonstruktionsteile benutzt werden.

Phosphor enthalten Albradium mit Cu, Ni, Zn und P; Meteorit mit 0.4—0.7 % P.

Die wichtigsten Leichtmetalle weisen *Magnesium* (s. a. den Abschnitt D.) auf. Zur Darst. von Magnalium (mit 3—25 % Mg) gießt man geschm. Mg in geschm. Al. Techn. verwendbar sind nur Legg. mit 90—92.5 Al; bei höherem Gehalt an Mg wird das Metall sehr hart und spröde. Das Elektron der Chemischen Fabrik Griesheim-Elektron, das besonders für Luftschiffahrt bestimmt ist, mit meist nur wenig (bis 10 %) Al, hat die D. 1.75—2, ist silberweiß, läßt sich gießen, pressen, walzen und ziehen. Die gegossene Leg. hat 18 kg/mm² Bruchfestigkeit bei 5 % Dehnung; durch Pressen, Walzen usw. soll sich die Zugfestigkeit ohne wesentliche Erhöhung der D. auf 35 kg/mm² und die Dehnung auf 18 % steigern lassen (s. S. 222).

Al-Legg. mit *Calcium* werden wegen der Verwandtschaft des Ca zum N und O als Entgasungsmittel benutzt. Man erhält sie durch Elektrolyse von geschm. $CaCl_2$ über geschm. Al als Kathode. Bis 6 % *Lithium* härtet (Metallbank u. Metall-Ges. A.-G., D.R.P. 367597, 19. 2. 1919) das Al. An die Stelle des Li kann (Zus.-P. 451317, 24. 7. 1924) teilweise oder völlig *Rubidium* treten. Andere vergütbare Legg. derselben Firma (D.R.P. 452237, 30. 7. 1918) enthalten neben Zn (z. B. 8 %) wenig (z. B. 0.5 %) *Beryllium*.

b) Aluminium-Gußlegierungen.

α) Allgemeines.

Al-Gußlegg. werden in sehr verschiedener Zus. hergestellt (s. die alphabetische Übersicht). Hier sollen nur einige genannt werden, die als typische Vertreter anzusprechen sind.

Ein Zusatz bis zu 14 % *Kupfer* zum Al erhöht die Gießbarkeit und besonders die Härte in günstiger Weise. Für Leichtmetallkolben nimmt man meist 12—14 Cu.

v = 150. a b v = 150.

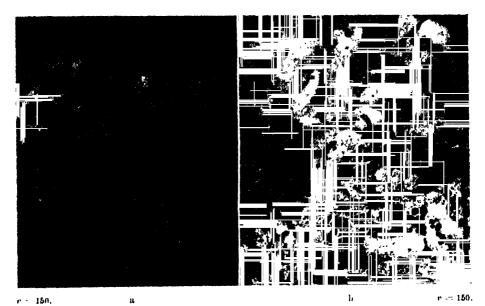



Fig. 297 a u. b. Gefüge von Al-Cu-Legg. (mit Pikrinsäurelsg. geätzt).
a Kolbenleg. mit 88 Al u. 12 Cu. — b Al-Cu-Vorleg. mit 64 Al u. 36 Cu, mit großen Kristallen von Al_2Cu.

Viel höher darf man nicht gehen, weil sonst die großblätterigen Kristalle der intermetallischen Verb. Al_2Cu auftreten, welche die Leg. brüchig machen. Fig. 297 a zeigt das Gefüge einer Kolbenleg. mit 12 % Cu (88 Al), Fig. 297 b das einer Vorleg. mit 36 Cu (andere enthalten bis 50 Cu), das deutlich die großen Kristallblätterdurch-

schnitte der Verb. Al_2Cu erkennen läßt. Man vergleiche (entsprechend bei allen anderen binären Legg.) auch das Erstarrungsschaubild Fig. 118, S. 75.

$v = 1.$

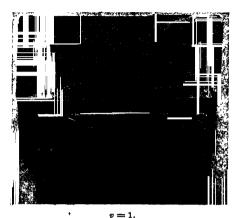



Fig. 298. Rißbildung durch Volumenvergrößerung bei fehlerhaft zusammengesetzter Al-Zn-Leg.

$v = 1.$

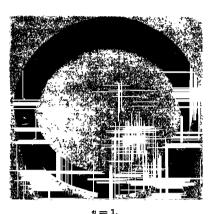



Fig. 299. Fassungsring aus fehlerhafter Al-Zn-Leg. mit Selbstzerfall.

Die sog. Amerikanische Legierung (*A*) enthält 92 Al und 8 Cu und dient für Gehäuseguß, ist aber ziemlich spröde. Die Zerreißfestigkeit beträgt 12 bis 13 kg/mm². Sie sinkt schnell mit unter 6 % fallendem Cu-Gehalt. Bei Verarbeitung zu Spritzguß (jetzt auch in Deutschland) kann durch die starke Abschreckwirkung der Eisenkokillen die Festigkeit auf bis 22 kg/mm² gebracht werden, bei φ bis 6 %, allerdings nur bei dünnen Querschnitten. Durch veredelnde Zusätze zur Amerikanischen Leg. konnte besonders die Elastizitätsgrenze etwa auf den doppelten Betrag erhöht werden. Diese Legierungsgruppe heißt „Neonalium" (s. S. 203).

$v = 1.$

Fig. 300. Füße eines Elektrizitätszählers aus einer fehlerhaften Al-Zn-Leg. mit Selbstzerfall.

Reine Al-*Zink*-Legg. finden nur beschränkte Anw., denn ein stärkerer Einfluß des Zn macht sich erst bei höheren Gehalten bemerkbar. Diese müssen jedoch vermieden werden, weil durch den Zerfall der nur bei höherer Temp. beständigen intermetallischen Verb. Al_2Zn_3 Veränderungen eintreten, die zum Unbrauchbarwerden der Gußstücke führen können. Dies ist nach O. Bauer auf die Modifikationsänderung des Zn bei ∾ 350° zurückzuführen, denn nur die oberhalb dieser Temp. beständige Modifikation vermag mit Al die Verb. Al_2Zn_3 zu bilden. Sinkt die Temp. unter 256°, so hat die Verb. das Bestreben, in die Endmischkristalle (α und γ in Fig. 128, S. 79) zu zerfallen. Durch Abschrecken von oberhalb dieser Temp. wird der Zerfall zeitweise unterdrückt und wesentlich größere Härte sowie bessere Festigkeit erreicht.

Bei den sehr zinkreichen Spritzguß-Legg. mit geringerem Al-Gehalt kann

ese Umwandlung zu starken Vol.- und Formänderungen führen. Alle Legg. mit 75 bis gegen 80 % Al weisen, wenn abgeschreckt, diese gefährlichen Erscheinungen ıf, die früher nicht bekannt oder zu wenig beachtet worden waren und der Ver- 'eitung des Spritzgusses sehr geschadet haben. Die Figg. 298—301 zeigen ver- hiedene, aus solchen fehlerhaft zusammengesetzten Al-Zn-Legg. hergestellte Gegen- ände, die durch Selbstzerfall (Vol.-Änderung in Fig. 298) zerstört wurden. Einen ıssungsring gibt Fig. 299 wieder. Bei den in den Figg. 300 und 301 dargestellten ißen einer Elektrizitätszählerplatte wurde (M. v. Schwarz, Met. Techn. 1926. . 280) durch Analyse ermittelt: 47.19 Al, 43.10 Zn, 3.91 Cu, 1.85 Fe, 1.32 Pb und 57 unlöslicher Rückstand. In Dampf, namentlich heißem, sind auch die sonst be- ändigeren Zn-reicheren Legg. unbrauchbar, weil sie an den Korngrenzen oxd. und rfallen. Vgl. O. Bauer (Z. Met. 1920. 12. 129). M. v. Schwarz (Z. Met. 1920.

v = 4.

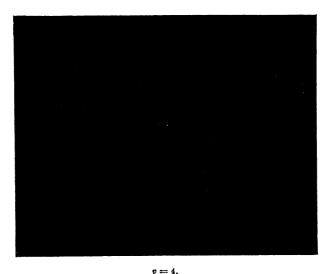



Fig. 301. Zerfall der fehlerhaft zusammengesetzten Fußplatte eines Elektrizitätszählers mit 47.19 Al und 43.10 Zn.

!. 262) fand bei einer Dampfturbinenlagerschale folgende unbrauchbare Zus.: ..58 Zn, 4.60 Cu, 2.46 Al, 0.91 Pb, 0.34 Fe, Spuren Sn.

Al-Legg. mit weniger als 20 % Zn (die aus den einheitlichen γ-Mischkristallen ›stehen) zeigen diese gefährlichen Erscheinungen nicht. Bei den hauptsächlich im otorgehäusebau verwendeten 12—14 % Zn enthaltenden Deutschen oder Ge- äuse-Legg. finden wir meist noch andere verbessernde Legierungszusätze, haupt- ‚chlich 2 Cu; aber auch Ni, Mg, Mn, Si, Fe usw.

Neuerdings wird durch Zusätze eine *Selbstveredlung* bei Al-Gußlegg. nach Art ›r Deutschen und der Amerikanischen Leg. erzielt[1]), wie sie bei der ersteren zuerst ırch die Gebr. Straßer beobachtet wurde. Durch eingehende Unterss. des erfassers mit M. O. Wurmbach, A. Koppenhöfer, F. Mayer, A. Evers ıd K. Röth wurden zwei neue Gruppen solcher selbstveredelnder Al-Gußlegg. ›schaffen: *Alneon* (früher Straßer-Leg. genannt) auf Basis der Deutschen Leg. und *'eonalium* auf der Grundlage der Amerikanischen Leg.[2]). Die chem. Zus. ist:

[1]) Vgl. M. O. Wurmbach (Autotechn. 1925. 14. Nr. 3); M. v. Schwarz (Z. Met.)27. 19. 390); K. L. Meißner (Z. Flug. 1927. 264); M. v. Schwarz (Werkstattstechn. 1928. !. H. 2; Z. Flug. 1928; Werkstoffhdb., Nichteisenmet. J 5).

[2]) Diese Legg. werden in Deutschland ausschließlich von der Aluminiumgießerei R. Rauten- ıch in Solingen hergestellt, die Namensschutz und Patent angemeldet hat.

Leg.-Gruppe	Al	Cu	Zn	Sonstige Bestandteile einschl. veredelnder Zusätze.
Alneon . .	75—90	3—2	22—7	0.5—1
Neonalium .	86—94	14—6	—	0.4—1

Der Vorteil der Selbstveredlung ist, daß nach einer Lagerung von 3—4 Wochen, während der die Bearbeitung schon vorgenommen werden kann, die Festigkeit ganz beträchtlich verbessert wird, so daß bei normalen Sandgußstäben nachfolgende Werte erzielt werden:

Leg.-Gruppe	D.	Elastizitätsgrenze (0.001 %) kg/mm²	K_z kg/mm²	φ %	Dauerschlagzahl[1])	Wärmeausdehnungskoeffizient[2])	el. Widerstand Ohm/m.mm²	Brinellhärte 10/1000/30 kg/mm²
Alneon . .	2.8—3.1	7.5—12	20—34	3—0.1	100 000 bis130 000	0.000025	16.9	100—150
Neonalium .	2.8—3.1	6.5—9	16—24	bis 0.5	bis 15 000	0.000022	16.25	80—120

Der Veredlungszusatz erfolgt in der Schmelze, so daß der Guß ganz normal vorgenommen werden kann. Die Schmelztempp. liegen bei rd. 580—650°; die SWW. und die Wärmeleitfähigkeit sind denen der Deutschen und Amerikanischen Leg. ähnlich. Das lineare Schwindmaß wurde zu rd. 1.0—1.5 % ermittelt. Der Elastizitätsmodul beträgt rd. 6500—8800 kg/mm².

Im Laufe der letzten Jahre hat sich die Erkenntnis Bahn gebrochen, daß besonders die Elastizitätsgrenze für die Beanspruchung eines Bauteiles maßgeblich ist. Sie ist gegenüber den älteren Al-Gußlegg. bei Alneon und Neonalium auf etwa den doppelten Betrag gehoben. Diese Legg. finden deshalb mit Erfolg an Stelle von Gußeisen dort Verw., wo es auf besondere Gewichtsersparnis ankommt, z. B. bei den Gehäusen von Verbrennungskraftmotoren für Flugzeuge oder Motorfahrzeuge, besonders Motorräder.

Hier wird besonders A l n e o n benutzt, denn dieses zeigt die höchste Elastizitätsgrenze. Es soll nicht viel über 100° erhitzt werden, wenn auch eine vorübergehende Erhitzung bis auf ∽ 450° ohne Schaden bei den beiden Legg. ist, weil danach wieder selbsttätig die Veredlung eintritt. N e o n a l i u m zeichnet sich durch sehr hohe Warmfestigkeit bis zu 250° aus, so daß daraus vorteilhaft die Zylinderköpfe hoch beanspruchter Verbrennungskraftmotoren mit Luftkühlung angefertigt werden. Kokillen- und Spritzgußstücke werden vorzugsweise auch aus dieser Leg. gegossen.

Mit schneidenden Werkzeugen lassen sich die beiden Leg.-Gruppen vorzüglich bearbeiten, etwa wie bei Schraubenmessing, so daß Automatenarbeit vorteilhaft wird. Der Span geht spritzig ab; die Schnittgeschwindigkeit kann bis auf 500 m/min gesteigert werden. Ebenso erfolgen Schleifen, Polieren und sonstige Oberflächenbehandlungen sehr gut. Zusammenfügungsarbeiten werden wie bei den anderen Al-Legg. vorgenommen. Autogenschweißung ist ohne weiteres möglich.

Nickel- und *Mangan*-Legg. des Al finden als solche keine Anw. Die Hoffnungen, die man ursprünglich auf die *Zinn*-Leg. gesetzt hatte, haben sich nicht erfüllt.

Neuerdings ist die binäre Al-*Silicium*-Leg. im veredelten Zustand, das S i l u m i n (A l p a x), eine der wichtigsten Al-Gußlegg. geworden, denn sie besitzt neben guter

[1]) Ermittelt mit dem Kruppschen Dauerschlagwerk (2 kg Bär, 10 mm Fallhöhe, Normal. Rundkerbe und $^1/_{25}$ Umdrehung nach jedem Schlag.

[2]) Im Mittel zwischen 20 und 300°.

'estigkeit auch beträchtliche Dehnung. Nur sind die Bearbeitbarkeit und die Erielung eines blasenfreien Gusses etwas schwierig. Die Veredlung erfolgt nach dem 'erf. von P a c z (D.R.P. angem., Metallbank u. Metall. Ges.) durch Behandlung der chmelze bei etwa 900° mit leicht schm. Fluoriden (z. B. NaF) oder Na. Der Vorgang st noch nicht völlig aufgeklärt (vgl. J. C z o c h r a l s k i, Z. Met. 1921. 13. 507). Das efüge der unveredelten Leg. ist grobkörnig, das der veredelten dagegen sehr feinörnig, wodurch die mech. Eigenschaften erklärt werden können. Der Gehalt an Si eträgt 11—15 %, heute sogar bis 22 % für bestimmte Zwecke (Leichtkolben); auch u, Ni und andere Legierungsbestandteile werden jetzt dem Silumin[1]) zur weiteren teigerung der Festigkeit zugesetzt. Die Gießtemp. soll (wie bei allen Legg., insesondere denen des Al) nicht zu hoch gewählt werden, denn die Abkühlungseschwindigkeit ist von Einfluß auf die Festigkeit. Etwa 760° wird empfehlenswert ein. Das SG. des Silumins ist .5—2.65, also geringer als das es Al und wird nur von dem er Mg- und Li-Legg. noch unerboten. Die anderen Leichtegg. haben meist die D. 2.8—3.1.

Das k u p f e r h a l t i g e ilumin, das nach H. S t e u e l mit etwa 0.7 Cu die besten 'estigkeitswerte und wesentlich essere Dauerschlagszahlen lieert als gewöhnliches Silumin, ird deshalb auch O s z i l l i u m enannt. Bei H_B 70 ist K_z etwa 0 und φ etwa 3. Die Dauerchlagszahl ist der des gewöhnchen Silumins weit überlegen nd erreicht etwa den Wert er Deutschen Leg.

v = 150.

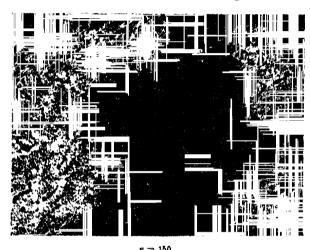



Fig. 302. Gefüge der Deutschen oder Gehäuse-Legierung (86 Al, 12 Zn, 2 Cu; Pikrinsäureätzung).

Unter den Al-*Magnesium*-egg. eignet sich das M a g n a l i u m mit 3—25 % Mg auch für Gußzwecke. Es st aber bisher nicht sehr verbreitet. Über 18—20 Mg tritt große Sprödigkeit uf; mit 3—5 % dagegen sind die Legg. noch gut formbar.

Im Automobilbau sind für Gehäuseguß hauptsächlich ternäre Legg. des Al im ebrauch, besonders solche mit *Kupfer und Zink*. Fig. 302 zeigt das Gefüge der urzweg D e u t s c h e oder G e h ä u s e - L e g i e r u n g benannten, sehr verbreiteten eg. mit rd. 86 Al, 12 Zn und 2 Cu.

Festigkeitswerte einiger der wichtigsten und gebräuchlichsten Al-Guß-Legg. ach Verss. des Verfassers:

egierung	D.	Brinellhärte H_B kg/mm²	σ_e (0.001 % Grenze) kg/mm²	σ_f kg/mm²	K_z kg/mm²	φ %	K_b kg/mm²	A mkg/cm²	Dauerschlagzahl[2]) in Tausend
merik.	∾ 2.9	60	—	∾ 9	12	0.3—2	∾ 25	—	2
Deutsche	2.9—3.0	55	—	∾ 10	15—16	2—4	28.4—32.8	0.33—0.35	50
ilumin	2.5—2.65	60	3.5	6.2	18—20	2—8	29.1—38.5	0.33—0.35	10
lneon	2.8—3.1	100—150	7.5—12	16—27	∾ 20—34	bis 3	30.4—49.2	0.24—0.37	100—150
eonalium	2.8—3.1	80—120	6.5—9	—	16—24	bis 0.5	—	—	15

[1]) Weitere Angaben siehe in der Schrift der Metallbank und Metall. Ges. in Frankfurt a. M.

[2]) Kruppsches Dauerschlagwerk, Normalstab mit Rundkerbe, 2 kg Bärgewicht, 10 mm Fallöhe, 1/25 Umdrehung nach jedem Schlag.

Zus. und Festigkeit gebräuchlicher Al-Guß-Legg. (teilweise nach H. Rieger, Gieß. Z. **1919**. 129, 151):

Bezeichnung	Prozent Al	Cu	Sn	Zn	Ni	and. Met.	K_z kg/mm²	φ %
II	89.1	1.9	—	9.0	—	—	12.6	—
III	80	8	—	12	—	—	21	0
IV	82	6	2	10	—	—	15.8	1.4
V	83.5	3.5	5.0	7.5	0.5	—	16	2.0
VI	86.6	2.4	10.0	—	1.0	—	14.6	3.5
D.R.P. Krupp . .	87	8	5	—	—	—	—	—
Renault	88	2	10	—	—	—	—	—
—	88	4	—	8	—	—	14	4
Amerikanisch . .	94	6	—	—	—	—	11.5	1.5
Zinkleg.	85	—	—	15	—	—	17	6
IX	81.5	2.5	—	16	—	—	13—19	—
X	88.8	7.5	—	1.5	—	1.5 Fe	—	—
Cothias	93	6.5	—	0.5	—	—	—	—
XIII	88.5	10	—	—	—	1.25 Fe	—	—
XVII	80	3	—	17	—	—	—	—
XVIII	70	3	—	22	—	5 Sb	—	—
XIX	74.4	3.49	0.37 Si	19.87	1.42 Mn	0.45 Fe	—	—
Lautalguß . . .	94	4	—	—	—	2 Si	12—20	bis 4
K-S-Seewasser . .	96	—	—	—	2 Mn	2 Mg	16	2—3

β) Leichtmetall-Kolbenlegierungen.

Bei den schnell laufenden Kolbenmaschinen, bei denen größere Wärmemengen an die gekühlte Zylinderwand abgeführt werden sollen, finden jetzt Leichtmetallkolben in steigendem Maße Verw. Die größere Wärmeleitfähigkeit und die geringeren zu bewegenden Massen bei ihnen gestatten, die Umlaufzahl zu erhöhen und die Leistungen der Maschinen zu verbessern. Dies kommt besonders für hoch beanspruchte Verbrennungskraftmaschinen und für Kompressoren in Frage. Da die Leichtkolben am Boden wegen der Wärmeleitfähigkeit meist ziemlich stark ausgeführt werden, reicht die Festigkeit der Legg. immer aus, die auftretenden Kräfte zu übertragen. Wichtig ist eine gute Lauffähigkeit an der Zylinderwand, möglichst geringe Wärmeausdehnung und geringes Gewicht.

Als Normalleg. hat sich im Laufe der letzten Jahre eine etwa 10—18 % Kupfer enthaltende Al-Leg. herausgebildet, die besonders im Kokillenguß recht gute Eigenschaften aufweist und meist Verw. findet. Bei sehr komplizierter Innenform der Kolben muß Sandkern verwendet werden. Um die Wärmeausdehnung zu verringern, wurde manchmal nur der Kolbenboden aus einer Leichtleg., der Schaft dagegen aus Grauguß oder Invarstahl angefertigt. Neuerdings erhöht man zu demselben Zweck den Silicium-Gehalt bei den Al-Legg., wodurch allerdings die Bearbeitbarkeit durch schneidende Werkzeuge herabgesetzt wird. Auch heiß gepreßte Leichtkolben, besonders aus Elektron und Duralumin, finden jetzt vielfache Anw. Sie besitzen vor den gegossenen Kolben den Vorzug der Gleichmäßigkeit, denn beim Guß sind kleine Unregelmäßigkeiten nie zu vermeiden.

Die Zuss. und Eigenschaften der heute üblichen Leichtkolbenlegg. zeigt nachfolgende Übersicht (s. Tabelle S. 207), hauptsächlich nach eigenen Unterss., ergänzt nach H. Steudel (Werkstoffhandbuch, Nichteisenmetalle, Berlin 1927, J 6).

Die Legg. I—V zeigen alle vorzügliche Gußeigenschaften und lassen sich, mit Ausnahme der hoch Si-haltigen, mit hoher Schnittgeschwindigkeit bearbeiten. Kolben bis zu 500 mm Dm., auch für Dieselmotoren und Kompressoren, wurden daraus mit gutem Erfolg hergestellt. Besonders bei den Legg. I—III tritt bei der ersten Wieder-

Nr.	Bezeichnung	Zusammensetzung in Proz. Cu	Si	Mn	Fe	Ni	Mg	Al
I	Übliche Kolbenleg. . .	13—16	0.4	—	0.3	bis 1	bis 0.4	Rest
II	K-S-Kolbenleg. (rot) .	16	0.5	—	< 0.8	0.3	0.3	„
III	K-S-Kolbenleg. Nr. 245 .	4.5	12	1	0.8	1.5	0.7	„
IV	Alusil	bis 1	21—23	—	0.3—1	—	—	„
V	Supra	4—5	20	1.5—2	0.3—1	—	—	„
VI	Duralumin	4.2	0.4	0.7	0.4	—	0.5	„
VII	Elektron-Kolbenleg. . .	Spur	2—3	—	Spur	—	Rest	6—10
VIII	Grauguß			normaler Zusammensetzung				

Nr.	H_B	D.	Wärmeleitfähigkeit cal/cm. sek. Grad	Wärmeausdehnungskoeffizient × 10^6 von 20—300°	Schmelzpunkt etwa oberer	unterer	Anmerkung
I	100—120	3.0—3.2	0.33—0.36	23—25	600—650	540	zweckmäßig Kokillenguß
II	110—130	3.1	0.33—0.36	23—24	610	540	
III	115—135	2.8	0.34—0.35	21	570	570	
IV	85—95	2.5—2.6	0.35—0.36	17	800	570	
V	85—95	2.7	0.34—0.36	18	750	570	
VI	110—125	2.8	0.34—0.36	23—25	650	540	heiß gepreßt
VII	65—70	1.8	0.34—0.36	25—27	620	500	
VIII	180	7.3	0.14	13—14	1350	1150	Sandguß als Vergleich

erhitzung auf etwa 350° nach dem Guß eine Alterungserscheinung auf, die mit Vol.- und Längenänderungen verknüpft ist. Man altert diese Kolben deshalb vor dem letzten Feinschliff durch mehrstündiges Erhitzen auf 300 bis etwa 350°. Die Festigkeiten, Härten und Laufeigenschaften dieser Legg. sind so gut, daß die Kolbenbolzen unmittelbar in die Leg. eingelagert werden können, wenn sie groß genug bemessen werden. Die Gefüge dieser Legg. sind im Wesen denen der Lagermetalle ähnlich. Sie enthalten also härtere Kristalle in einer weicheren Grundmasse eingebettet und weisen deshalb gute Gleiteigenschaften auf.

Die Kolbenlegg. haben allgemein sehr gute Warmhärten. Man findet:

Leg. Nr.	H_B bei t° 20	50	100	150	200	250	300	400
I und II . .	105	102	98	93	85	75	65	40
III	125	123	120	115	105	90	75	40
IV und V .	100	98	94	90	80	66	55	25
VI	110	115	120	120	110	100	85	60
VII . . .	70	68	65	60	52	40	28	5
VIII . . .	180	180	180	178	175	170	165	160

Aus dem mkr. G e f ü g e ersicht man, welche Art von Leichtkolbenleg. vorliegt. Die hauptsächlich Cu enthaltenden Legg. zeigen ein der Fig. 297a, S. 201, ähnliches Gefüge, oder bei rd. 13—14 Cu (geätzt mit alkoh. Pikrinsäurelsg.) eins wie Fig. 303. In Fig. 304 erkennt man den bei K-S-Kolbenleg. absichtlich höheren Fe-Gehalt an den nach dem Ätzen mit 10%iger 70° heißer H_2SO_4 dunkel erscheinenden Al_3Fe-Kristallen, die neben den grauen Al_2Cu-Kristallen auftreten. Der höhere Si-Gehalt

$v = 75$.

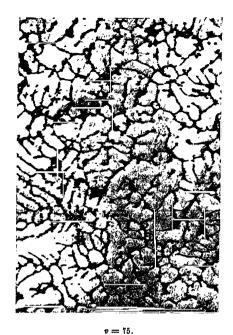



Fig. 303. Gefuge eines normalen Leichtkolbens mit 86 Al und 14 Cu (geätzt mit alkoh. Pikrinsäurelsg.).

$v = 150$.

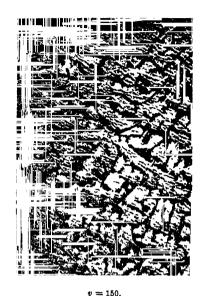



Fig. 304. Gefüge eines K-S-Leichtkolbens (geätzt mit 10%ig. H_2SO_4 bei 70°). Schwarze Al_3Fe-Kristalle, graue Al_2Cu-Kristalle und helle Al-reiche Mischkristalle.

$v = 150$.

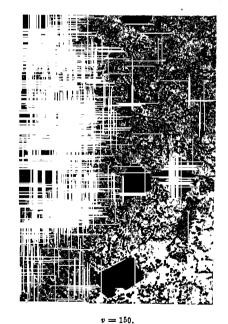



Fig. 305. Gefüge eines K-S-Leichtkolbens Nr. 245 (leicht mit alkol. Pikrinsäurelsg. geätzt). Sehr große Si-Kristalle.

$v = 150$.

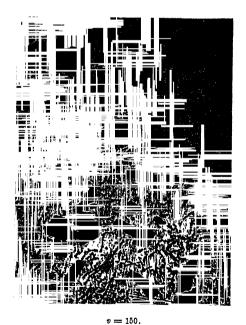



Fig. 306. Gefüge eines Alusilkolbens (nur polierter Schliff). Zahlreiche Si-Kristalle; übereutektische Leg.

der K-S-Kolbenleg. Nr. 245 zeigt sich im Gefügebild (Fig. 305, leicht mit alkoh. Pikrinsäure geätzt) durch eingelagerte große Si-Kristalle. Noch höheren Si-Gehalt weisen (nur poliert) A l u s i l (Fig. 306, übereutektisch) und S u p r a (Fig. 307) auf.

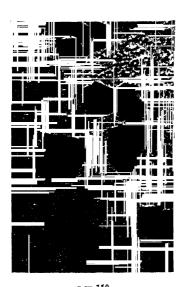
Bei letzterer Leg. finden wir noch etwas Al_2Cu-Kristalle, ähnlich wie in Fig. 305, vor. Die heiß gepreßten E l e k t r o n - Kolben (Fig. 308) haben eine Fluidalstruktur, die auf die Formveränderung während des Preßvorganges zurückzuführen ist. Der

v = 150.

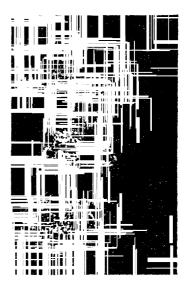
Fig. 307. Gefüge der Leichtkolbenleg. „Supra" (nur poliert). Sehr große Si-Kristalle.

v = 150.

Fig. 308. Gefüge eines gepreßten Elektron-Leichtkolbens (nur poliert; das W. wirkt schon als Ätzmittel). Große Mg_2Si-Kristalle.

gesamte Si-Gehalt ist hier in Form von eingelagerten harten, dunkler erscheinenden Mg_2Si-Kristallen vorhanden und bewirkt, ähnlich wie bei K-S-245, Alusil und Supra, das lagermetallähnliche Gefüge mit sehr günstigen Gleiteigenschaften und hoher Widerstandsfähigkeit gegen Abnutzung.

Weitere Angaben bei: G. B e c k e r (Vervollkommnung der Kraftfahrzeugsmotoren durch Leichtmetallkolben, München-Berlin **1921**; Z. Met. 1921. **13**. 44, 1922. **14**. 124); W. v. S e l v e (Die Al-Kolben in der Motorenind., F. A. M. 2. 7, Berlin 1920); E. H. S c h u l z (Entw. und gegenw. Stand der Leichtmetallind., Nat. 1919. **7**. 923, 1920. **8**. 166; Al-Legg. in der Auto- und Flugzeugind., Motorwagen 1921. **24**. 419); L a v i r (Autotechn. Leichtmetallegg., Autotechnik 1921. **10**. 5; Al-Legg., Fortschr. Techn. **1921**. Nr. 26); E. H. S c h u l z (Die Nichteisenmetalle unter bes. Berücks. der Luftfahrzeuge, Z. D. I. 1924. **68**. 545); M. O. W u r m b a c h (Neue Al-Sandguß-Leg., Fortschr. Techn. **1925**. Nr. 1); H. S t e u d e l (Werkstoffhdb., Nichteisenmet. J 6; Z. Met. 1927. **19**. 365); P. F r i e d m a n n (Autotechn. 1926. **15**. Heft 23; 1927. **16**. Heft 5); E. M a h l e (Kolben für Kraftfahrzeugmotoren: Grauguß, Aluminium, Elektron, Dresden, Verlag Deutsche Motor-Ztschr.); C. S t e i n e r (Der Aluminiumkolben im Fahrzeugmotor, Motorwagen 1925. **28**. Heft 36, 1926. **29**. Heft 3); K. L. M e i ß n e r (Neuzeitliche Al-Guß-Sonderlegg., Gieß. Z. 1928. **25**. 641).

γ) K o k i l l e n- u n d S p r i t z g u ß l e g i e r u n g e n.

Die bei Kokillen- und Spritzguß verwendeten Dauerformen (meist aus Cr-Stahl) gestatten den erstarrenden Legg. praktisch keine Zusammenziehung und verlangen deshalb Legg. mit hoher Warmfestigkeit, im Gegensatz zu Sandguß, bei dem beim Erstarren ein Zusammendrücken des Formsandes in gewissen Grenzen möglich ist. Die Al-Zn-Legg. mit nur geringer Warmfestigkeit sind deshalb meist nicht verwendbar. In der Regel wird die etwa 8 Cu enthaltende Amerikanische Leg. benutzt, oder Silumin mit 6—8 Si (statt normal etwa 12). Auch ternäre Al-Legg. mit 6 Cu und 4 Sn oder 6—8 Cu und 1.5—3.75 Ni haben sich gut bewährt. Man erreicht (bei D. 2.9—2.95) H_B = 60—70 im *Kokillenguß* normaler Abmessungen.

Die Form der Gußteile und besonders die der Eingüsse sowie die Wandstärke usw. der Gußform selbst sind von großer Wichtigkeit. Die Herst. der *Kokillen* erfordert viel Erfahrung. All dies gilt in noch viel höherem Maße für die *Spritzgußformen*, namentlich für Al-Legg. Trotz aller Sorgfalt läßt es sich bei ihnen nicht vermeiden, daß an den Stellen der Gußstücke mit größeren Materialanhäufungen im Inneren kleine Hohlräume auftreten. Diese sind aber für die Haltbarkeit der Spritzgußteile ohne Nachteil, wenn sie nicht etwa durch nachträgliche Bearbeitung bloß gelegt werden. Man muß deshalb alle Löcher in Spritzgußteile möglichst eingießen und trachten, die Teile vollständig fertig aus der Form zu erhalten. Dies ist bei der hohen Genauigkeit der Spritzgußteile leicht möglich.

Fig. 309. Röntgenschattenbild eines fehlerhaften Al-Spritzgußteils mit zahlreichen kleinen, hell erscheinenden Poren im Innern.

v = 1.

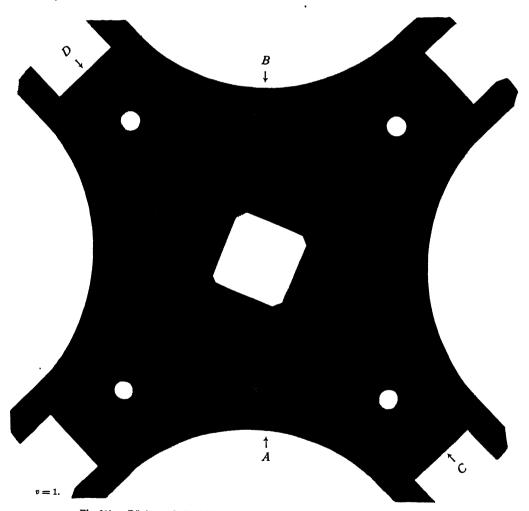



Fig. 310 a. Röntgenschattenbild eines fehlerhaften (porigen) Al-Spritzgußstückes.

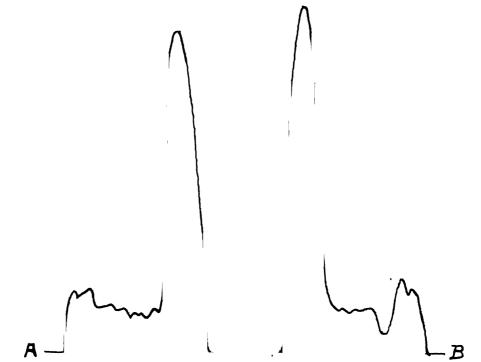



Fig. 310 b. Röntgendensogramm in der Schnittrichtung $A-B$ aus Fig. 310 a; zeigt aus der jeweiligen Höhe der Kurve die Wandstärke an der betreffenden Stelle und die Schwächung durch Gußblasen.

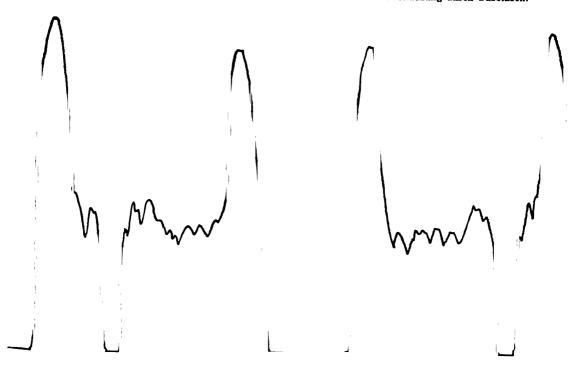



Fig. 310 c. Röntgendensogramm zu Fig. 310 a in der Schnittrichtung $C-D$.

Die Untersuchung der Spritzgußteile, besonders aus Al- und Mg-Legg., mit Röntgenstrahlen (vgl. a. S. 12) läßt die Fehlstellen im Innern sogleich bei der Betrachtung des Röntgenschattenbildes erkennen (auch am Fluoreszenzschirm) und bietet so ein sehr wertvolles Hilfsmittel, um die Wirkung von Veränderungen der Gußform und des Gießverf. genau studieren zu können (Fig. 309—312).

Fig. 309 zeigt z. B. ein fehlerhaftes Al-Spritzgußstück im Röntgenschattenbild, bei dem die zahlreichen kleinen Poren im Inneren hell erscheinen. Bleibt bei

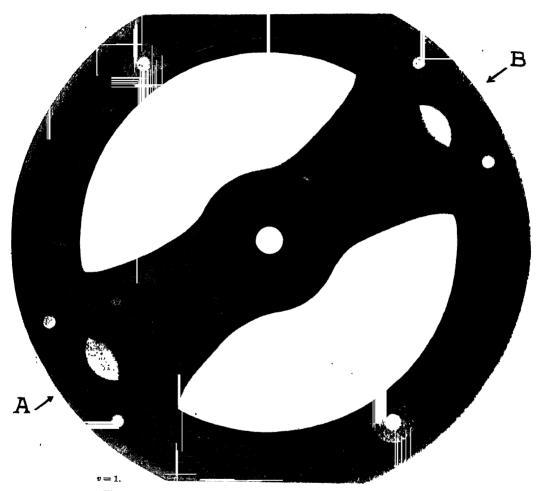



Fig. 311 a. Rontgenschattenbild eines fehlerhaften Al-Spritzgußdeckels.

der Bearbeitung die Gußhaut erhalten, so schaden diese Poren kaum und beeinträchtigen die Festigkeit praktisch nicht. Die Densographie der Röntgenschattenbilder nach P. Stumpf (Fortschr. auf dem Gebiete der Röntgenstrahlen 1927. 34. Heft 3) (vgl. M. v. Schwarz, Gieß. 1928. 15. 883, 921) läßt solche Fehlstellen messend verfolgen, wie Figg. 310 a sowie b und c zeigen, welch letztere solche Röntgendensogramme in den Schnittrichtungen A → B und C → D von Fig. 310 a darstellen. Man erkennt hier schon aus dem Densogramm die verschiedene Wandstärke des Al-Spritzgußstückes deutlich und sieht auch die Verminderung der Wandstärke durch die Poren.

Wie wichtig es ist, bei Spritzgußteilen die Haut zu erhalten und Bohrungen usw. sogleich mit zu gießen, zeigen die Figg. 311 a bis d. Besonders in der verstärkten Nabe bei dem aus früherer Zeit (in der man noch nicht genügende Erfahrungen besaß) stammenden Al-Spritzgußstück der Fig. 311 a finden sich in diesem Röntgen-

$v = 1.$

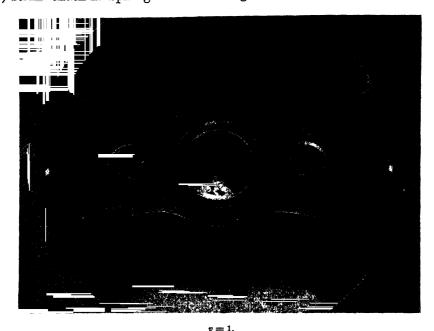



Fig. 311 b. Ansicht des Deckels nach Fig. 311 a; mit Fehlstellen in der ausgebohrten Nabe.

$v = \sim 2.$

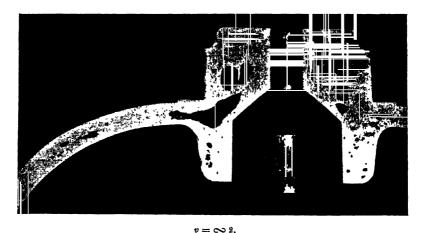



Fig. 311 c. Ein Teil des Schnittes $A \longleftrightarrow B$ nach Fig. 311 a; zeigt die zahlreichen Fehlstellen.

schattenbild große Hohlräume. Fig. 311 b zeigt die gewöhnliche Aufnahme dieses Deckels und Fig. 311 c einen Teil des Schnitts durch die Nabe in der Richtung $A \longleftrightarrow B$ nach Fig. 311 a. Fig. 311 d veranschaulicht im Röntgenschattenbild die Größe dieser Fehlstellen. Da die Röntgendurchleuchtung ohne Verletzung der Stücke Fehler und ihre Größe zu erkennen ermöglicht, wird sie bei wichtigen und wertvollen Bauteilen an den noch unbearbeiteten Gußstücken vorgenommen, um fehlerhafte

ausscheiden und damit die Bearbeitungskosten ersparen zu können. Auch für die Gestaltung der Spritzgußformen lieferte das Röntgenbild wertvolle Unterstützung.

$v = 1.$

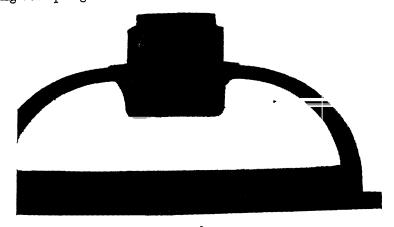



Fig. 311 d. Röntgenschattenbild des Deckels nach Fig. 311 a in Richtung $A \longleftrightarrow B$ mit den Fehlstellen.

Ebenfalls werden fertige Schweißungen heute laufend so auf ihre Güte geprüft. Fig. 312 zeigt eine fehlerhaft ausgefallene Schweißung.

Zusammensetzung und Eigenschaften der hauptsächlichsten Al-Spritzgußlegg. sind nach „Ausschuß für wirtschaftliche Fertigung" im Ver. D. Ing.

$v = 1.$

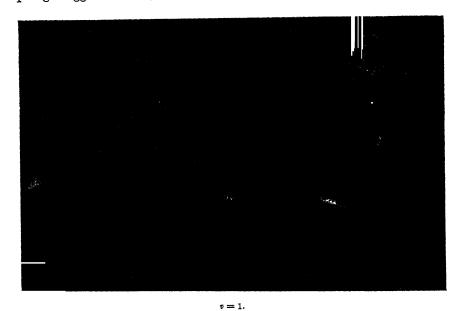



Fig. 312. Röntgenschattenbild eines Al-Gehäuses (nach Aufnahme von C. Kantner). Zeigt in der autogenen Schweißung zahlreiche Fehlstellen.

[A. W. F.] (Spritzguß **1927**. 21); L. Frommer (Werkstoffhandbuch, Nichteisenmetalle, Berlin 1927, P 12/13; Spritzguß **1928**); N. C. Barnard (Mech. Engng. 1924. **46**. 661):

Zus. in Proz.				K_z kg/mm²	φ %	H_B kg/mm²	A mkg/cm²	D.	Schmelzpunkt	
Al	Cu	Ni	Si						oberer	unterer
92	8	—	—	22—23	2	66	0.30	2.9	630	540
92.5	6	1.5	—	24	2	73	0.26	2.9	630	540
88	8	3.75	0.25	25	1	82	0.14	3.1	630	540
87—94	bis 2 Mn		13—6	20—25	0.5—2	70—84	0.05—0.18	2.65	570	570
92	6	—	2	23	2	67	0.25	2.9	630	570
10	89.7 Mg	0.3 Mn		13—18	2—4	70	—	1.83	630	440

Zur Herst. von kleinen Gußteilen in großen Massen hat sich das Spritzgußverf. schon sehr gut eingeführt. Fig. 313 zeigt einige völlig fertig aus der Stahlform gekommene Spritzgußteile für kleine App. Die kleinen Rädchen links sind aus einer

v = ³/₄.

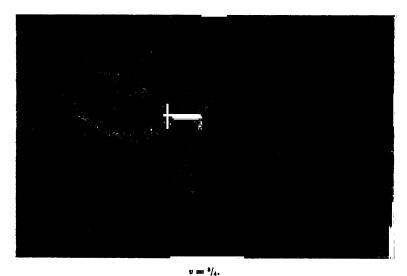



Fig. 313. Verschiedene Spritzgußteile aus Sn- bzw. Zn-reichen Al-Legg.

zinnreichen, die andern Teile aus einer sehr zinkreichen Leg. hergestellt. Auf die Gefahr des Al-Gehalts dieser Zinklegg. wurde schon (S. 202) hingewiesen.

Neuerdings wird nach dem amerikanischen Verf. auch in Deutschland sog. Al-Spritzguß aus einer hochhaltigen Al-Leg. hergestellt. Dieser zeichnet sich durch vorzügliche Festigkeit aus, so daß er die viel schwereren und teureren Messingteile an Maschinen und Geräten sehr gut zu ersetzen vermag. Die Abbildung eines nahezu 1 kg schweren Gehäuseteils in Fig. 314 läßt z. B. erkennen, welche komplizierten, dünnwandigen und großen Gußstücke nach dem Al-Spritzgußverf. hergestellt werden können.

δ) K-S-Seewasser-Legierung.

Die K-S-Seewasserleg. wird hauptsächlich als Gußleg. für Beschläge in Meeresnähe verwendet. Sie wird aus Rein-Al (99.5%ig) mit rd. 2.5% Mn, 2.25 Mg, 0.2 Sb hergestellt. Im Gefüge finden sich Al_3Mn-Kristalle als primäre Ausscheidung und hauptsächlich Mg-haltige Al-Mischkristalle. Treten infolge ungünstiger Erstarrungsverhältnisse im Gefüge Al_3Mg_2-Kristalle auf, so müssen diese durch Tempern zum Verschwinden gebracht werden, damit die Korrosionsfestigkeit nicht leidet. Nach R. Sterner-Rainer (Werkstoffhandbuch, J 4) besitzt die Leg. folgende Eigenschaften: D. ∾ 2.8, L_{sch} 1—1.5, Schmelzintervall 620—640°, sowie:

		Sandguß	Kokillenguß	Spritzguß
σ_E (0.03 %)	kg/mm²	10	12	—
K_z	kg/mm²	16	19	23
φ	%	2.8	3.8	1.6
H_B (10/1000/30) . .	kg/mm²	68	70	81
ψ	%	7.5	12	—
A	mkg/cm²	0.65	1.16	—

Die Korrosionsfestigkeit ist etwa die von Rein-Al (besonders gegen Mineralsäuren), gegen SO_2, Seifenlsgg., A., Nahrungsmittel und org. Säuren sogar noch besser.

$v = \infty\ ^1/_4$.

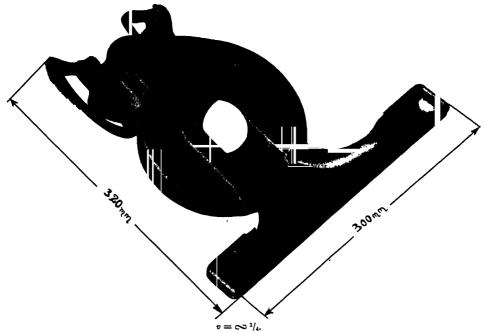



Fig. 314. Gehäuseteil aus Al-Spritzguß (nahezu 1 kg schwer).

1 m² verliert in 3 Monaten in Seewasser nur 3 g, in Verb. mit Bronze 40, mit Flußstahl 19 g.

Durch höheren Zusatz von Sb (1.5—2.5 %) bei niedrigem Mg-Gehalt (0.3—0.7 %) erreicht man eine größere Plastizität. Schmieden und Heißpressen werden bei etwa 450° vorgenommen. Autogene Schweißung ist ohne weiteres möglich. Hart- und Weichlötungen vermindern die Korrosionsfestigkeit, wie bei allen Al-Legg.

Nähere Angaben bei: R. Sterner-Rainer (Z. Ver. Ing. 1926. **69**. 1324; Z. Met. 1927. **19**. 282).

c) Walz- und ziehbare Aluminiumlegierungen.

Die Fortschritte und Verbesserungen sind, namentlich durch die Veredelung, besonders bei den walz- und ziehbaren Al-Legg. bedeutend. Gegenüber den Gußlegg. zeichnen sie sich durch wesentlich größere Zerreißfestigkeit und im veredelten Zustand außerdem noch durch sehr hohe Dehnungswerte aus.

Über das Wesen und die Praxis der Vergütung von Al-Legg. berichtet

V. F u ß (Werkstoffhdb., Nichteisenmet. H 2). Eine wesentliche Verbesserung der Festigkeit tritt nur dann ein, wenn die Legg. vor dem Erhitzen zur Vergütung eine mech. Knetbearbeitung erfahren haben. Diese kann zuweilen (wie beim Duralumin) fehlen, wenn höhere Erhitzungstempp. angewendet werden. Zur Vergütung müssen alle diese Legg. über 450° erhitzt und dann genügend schnell abgekühlt werden. Bei Duralumin und Skleron setzt nun selbsttätig durch Lagern an der Luft die Veredlung ein, während bei anderen (meist Mg-freien Al-Legg.) die Vergütung erst durch längeres Erhitzen auf 60—160° erreicht wird, wie z. B. bei Aldrey, Aludur, Lautal, Aeron, Constructal u. ä. Meist wird 1/4—2 st in Salzbadöfen erhitzt. Das Abschrecken erfolgt in gewöhnlichem W. Bei der künstlichen Alterung werden Erhitzungszeiten von 10 st bis zu mehreren Tagen erforderlich.

Die erste derartige Leg., das *Duralumin*[1]) wurde von A. W i l m erfunden (D.R.P. 244 554, 1909 angemeldet). Es ist Al mit 0.5 Mg, 3.5—4.5 Cu, 0.25—1 Mn. Um gute Festigkeit zu erhalten, muß die Leg. nach vorausgegangener Formänderung im kalten oder warmen Zustand auf ∾ 480° erhitzt werden und dann mindestens 5 Tage lagern. Ohne Kaltbearbeitung tritt keine Veredlung ein.

Die F e s t i g k e i t von veredeltem, nicht weiter kalt bearbeitetem Duralumin im Vergleich zu normalem Flußeisen beträgt:

Bezeichnung	σ_f kg/mm²	K_z kg/mm²	φ %	ψ %	H_B kg/mm²	A mkg/cm²	E kg/mm²	D.
681 B 1/8	24—27	38—41	18—21	18—30	115	1.4—1.58	6500—7200	2.8
681 B	26—28	38—42	18—20	15—30	118	1.3—1.5	7100—7400	2.8
Z	27—29	41—44	17—19	14—28	120	1.0—1.15	7100—7400	2.8
Flußeisen	24—28	38—44	25—30	65—70	110—130	8—19	20 000	7.85

Durch Kaltbearbeitung nach der Veredlung kann die Festigkeit des Duralumins (allerdings auf Kosten der Dehnung) noch wesentlich erhöht werden, wie nachstehende Werte zeigen:

Bezeichnung	Behandlung	σ_f kg/mm²	K_z kg/mm²	φ l = 10 d %	H_B kg/mm²
681 B	nur veredelt	26—28	38—42	18—20	118
„	schwach kalt gereckt, Härte 1/2	32—34	43—46	12—15	125
„	stark kalt gereckt, hart	∾ 50	∾ 57	∾ 3	∾ 160

Bis zu 150° wird die Festigkeit wenig beeinflußt; schon durch vorübergehendes Erhitzen auf 300° geht sie stark zurück, so daß die Wirkung der Veredlung vollkommen aufgehoben wird. Ein Vorteil des Duralumins, auch gegenüber gewöhnlichem Flußeisen, der für Flugzeuge Bedeutung hat, ist die gute Festigkeit bei niedrigen Tempp.:

t°	+ 20	± 0	— 20	— 40	— 80	— 190	+ 20
σ_f	24.0	23.6	24.0	24.6	25.5	32.3	23.0
K_z	42.5	43.0	43.7	44.0	44.4	53.7	42.3
φ	21.9	21.8	23.1	22.1	22.7	28.7	23.3

[1]) Vgl. R. B e c k (Z. Met. 1924. **16**. Heft 4, 1927. **19**. Heft 1; Werkstoffhdb., Nichteisenmet. I 3 — H 5); A. W i l m (Met. 1911. 225); K. L. M e i ß n e r (Z. Flug. **1926**. Heft 6); N. M. N e l s o n (Z. Aviation 1927. **13**. 1288).

Die Warmverarbeitung des Duralumins durch Schmieden oder Pressen erfolgt bei ∽ 470°. Nach jeder Warmbearbeitung muß neu „veredelt" werden.

Im Laufe der letzten Jahre ist noch eine Reihe anderer veredelbarer Al-Legg. angegeben und ist erkannt worden, daß die Alterung durch mehrstündiges Erhitzen der abgeschreckten Leg. verbessert werden kann. Dadurch ist es möglich geworden wenig Legierungszusätze enthaltende Al-Legg. zu veredeln und so eine gut die Wärme und Elektrizität leitende Legierung von hoher Festigkeit zu gewinnen, z. B. das so lange rätselhafte *Hartaluminium* oder *Aludur* Nr. 533. Dieses ist Hütten-Al mit rd. 0.8 (0.7—2.0) Si (wohl zur Veredelung nötig) und 0.3—0.5 Fe, dem 0.54 (0.4—1.0) Mg zugesetzt ist. Das für Bauzwecke bestimmte Aludur 570 mit noch 2.5—5.5 Cu ähnelt dem Duralumin, ist aber künstlich gealtert.

K. Hallmann (Werkstoffhdb., Nichteisenmet. H 6; Z. Met. 1924. **16**. 433 Maschinenbau 1923/24. **11**. 1084) hat Aludur eingehend erforscht und erstmals die Bedingungen für die künstliche Alterung erkannt und festgelegt. Je nach den Leg.-Zusätzen, der Vergütung und der nachfolgenden Kaltbearbeitung lassen sich folgende Grenzwerte erreichen: Bei Aludur 570 höchste Festigkeit auf Kosten der Dehnung K_z bis 60 bei φ 2—3 und höchste Dehnung von 25 % auf Kosten der Festigkeit die dann bei 36—40 liegt. Im Mittel betragen die Festigkeitseigenschaften etwa

Aludur	Behandlung	σ_f kg/mm²	K_z kg/mm²	φ %	H_N kg/mm²
533	geglüht	4	10—11	21—25	25—38
	veredelt	22—26	27—30	9—15	75—90
570	veredelt	30	35	∽ 15	90—120
570	veredelt	—	38—45	14—20	90—100

Bemerkenswert ist (vgl. Z. Met. 1924. **16**. 433) die gute el. Leitfähigkeit des Aludurs 533 (veredelt), die der des reinen Al (35—36) nur wenig nachsteht. Sie beträgt für Antennendrähte (K_z 36—40) 27—28 Ohm/m . mm², Hochspannungsleitungen (K_z 27 bis 34) 30—32.

Aludur 570 wird wie Duralumin oder Lautal verwendet.

Weitere Angaben: E. H. Schulz (Z. Ver. Ing. 1924. **67**. 549); Mylius (Z. Met. 1927. **19**. 233) R. Wicar (Beitrag zur Frage der el. Freileitung. Budapest 1923); Wessely (Bautechnik 1923. Heft 29); Wagner (D. Motorztschr. 1924. Heft 21, 22); Alumin.-Zeitschr. 1929. Heft 1, 2

Neben Aludur sind mehrere ihm ähnliche Legg. im Handel, die alle künstlich gealtert werden. Besonders für den el. Freileitungsbau dienen Aldrey und Almelec

Aldrey (A. Fuchs, Werkstoffhdb., Nichteisenmet. H 9; Z. Met. 1927. **19**. 361 Al.-Ind. A.-G., Schweiz. Bauz. 1926. **87**. 324) ist Al mit 0.4—0.7 % Si, 0.3—0.5 Mg 0.2—0.3 Fe. Nach guter Knetbearbeitung und Abschreckung von 350—550° (je nach der Zus.) werden durch künstliche Alterung bei 120—200° erreicht: D. 2.70, K_z 31.5 bis 35.0, φ (200 mm Meßlänge) 5—7.5, σ_F (0.2 %) 27.0—29.0, σ_E (0.003 %) 25.0—27.0 E 6400—6500, Wärmeausdehnung 23 × 10^{-6}, el. Leitfähigkeit bei 20° 30—32, ihr Temp.-Koeffizient 0.0036. Die Formgebung muß im Wesentlichen vor dem Abschrecken oder vor dem künstlichen Altern beendet sein.

Almelec ist eine vergütbare Al-Leichtleg., aus der besonders Drähte für el. Leitungen hergestellt werden. Dazu werden (Franz. P. von 1922; Al. **1927**. Heft 12. 9) die Kokillenblöcke warm gewalzt und dann der Draht kalt gezogen. Zur Veredelung glüht man ¼ st bei 560°, schreckt in kaltem W. ab, läßt im Ölbad 4 st bei 175° an zieht den Draht nochmals auf den gewünschten Dm. herab und erhitzt noch 6 st auf 165°. Man erreicht so D. 2.7, K_z 35, φ 6—8, el. Leitfähigkeit 31—32, Wärmeausdehnungskoeffizient 23 × 10^{-6}. Ein Telephon- oder Telegraphendraht von 1 km Länge und 1 mm Dm. wiegt aus Cu 63 kg, aus Almelec nur 19 kg.

Bei den *Skleron*- (*Scleron*-) Legg. dürfte die Wirkung des Mg bei der Veredlung durch Li ersetzt worden sein. Die normale Zus. ist nach E. Scheuer (Werkstoffhdb. Nichteisenmet. H 8; vgl. auch Z. Met. 1927. **19.** 16; P. Aßmann, Z. Met. 1926. **18.** 51 O. Reuleaux, Z. Met. 1924. **16.** 436) 12 Zn, 3 Cu, 0.6 Mn, 0.5 Si, 0.4 Fe, 0.1 Li Rest Al. Vergütet wird durch Abschrecken von 475 ± 5^0, wonach durch Lagern bei gewöhnlicher Temp. die Alterung eintritt. Skleron wird jetzt sowohl normal geglüht „weich", als auch „hart" normal vergütet hergestellt. Es darf im Betriebe nicht über 150^0 erhitzt werden, weil sonst die Wirkung der Vergütung aufgehoben wird.

Festigkeit (Werte für Lautal zum Vergleich):

Legierung (veredelt)	SG.	σ_e kg/mm²	σ_f kg/mm²	K_z kg/mm²	φ %	H_B kg/mm²	Tiefungswert (1 mm Blechdicke) mm
Skleron I	2.95—3.0	20	30	40	10	100—120	5
Skleron II . . . (auch Aeron)	2.8	10	—	36	20	90—100	7
Lautal	2.7—2.8	—	30—33	38—43	18—23	92	—

Scheuer führt folgende Werte für Skleron „hart" an: D. 2.9—3.0, E ∾ 7200, Wärmeleitfähigkeit 0.24—0.26, Wärmeausdehnung 26×10^{-6}, SW. 19, el. Leitfähigkeit 16.7. Das Gefüge weist neben Al-Zn-Mischkristallen Al_3Mn- und etwas Al_2Cu-Kristalle auf. K_z 40—50, σ_F ∾ 30, σ_E (0.001 %) 18—20, H_B 120, φ 10—15, ψ 20—30; Skleron weich dagegen H_B 70, K_z ∾ 30, φ 15—20.

Die Leichtleg. *Lautal* (benannt nach dem Lautawerk), enthält mindestens 93 Al und (neben den üblichen Verunreinigungen des Al) 4 Cu und 2 Si. Durch Kaltbearbeitung können die in obiger Tabelle angegebenen Festigkeitswerte bis auf 60 kg/mm², allerdings unter Verminderung der Dehnung auf 4 %, gebracht werden. Das Lautal ist gut korrosionsbeständig; es soll auch von Seewasser nur wenig angegriffen werden.

Für die Vergütung ist (V. Fuß, Werkstoffhdb., Nichteisenmet. H 7) sehr gründliche Durchknetung nötig, damit die hohen Qualitätszahlen erreicht werden. Bei dicken und schweren Stücken werden deshalb nie so hohe Festigkeitswerte zu erreichen sein wie bei dünnen Blechen und Drähten. Zur Vergütung wird auf 490—510° erhitzt, dann abgeschreckt. Jene Tempp. müssen genau eingehalten werden. Durch Erhitzen über 510° wird der Werkstoff verdorben und kann nur noch durch Umschm. zugute gemacht werden. Nach dem Vergüten muß noch 16—48 st bei 120—145° künstlich gealtert werden. Allgemein gilt bei Lautal (wie bei den meisten vergüteten Al-Legg.), daß durch Erhitzen auf über 160° die Festigkeitssteigerung der Vergütung verloren geht und nur durch eine neuerliche Vergütung wiederhergestellt werden kann.

Lautal wird in vier Walzqualitäten und außerdem als Gußmaterial (L IV) hergestellt. Lautalguß zeigt L_{sch} rd. 1.5 und:

	Sandguß		Kokillenguß	
	unvergütet	vergütet	unvergütet	vergütet
K_z . . . kg/mm²	12—20	16—25	17—25	20—30
φ . . . . . %	bis 4	bis 4	bis 10	bis 10
H_B . . . kg/mm²	55—60	65—70	66—80	90—110

Die hauptsächlichsten Werte der vier verschiedenen Walzqualitäten von Lautal zeigt folgende Tabelle:

Nr.	Bezeichnung Qualität	H_B kg/mm²	σ_f kg/mm²	K_z kg/mm²	φ %	el. Widerstand	Bemerkungen
I	weich	50—55	10—13	23	18—28	27—28	erhitzt auf 350 bis 400° für Tiefzieharbeiten
II	ungehärtet	70—80	16—18	30—35	18—25	22—23	bei 490—510° geglüht, dann in W. abgeschreckt
III a	vergütet, normal a	90—120	21.6—28	38—42	18—25	22—23	bei kleinen Querschnitten
III A	vergütet, normal A	90—120	21.6—28	38—42	10—18	22—23	bei großen Querschnitten, Kz hoch
III B	vergütet, normal B	90—120	18—25	33—38	18—25	22—23	bei großen Querschnitten, φ hoch
IV	kalt nachverdichtet	100—135	40—59	45—60	15—3	—	für Blech über 3 und Draht über 5 Dm. gelten die niederen Festigkeitswerte

Weiter werden für Lautal normaler Qualität noch angegeben: ψ 30—35, E 7500, K_D 120—125, Quetschgrenze 23—26, Scherfestigkeit 30—40, Torsionsfestigkeit 32 bis 35, Torsionsmodul rd. 3000, Wechselfestigkeit 15—16, Temp.-Koeffizient des el. Widerstands 0.00197, Wärmeleitfähigkeit bei 20° 0.34, Wärmeausdehnungskoeffizient bei 20° 22.9×10^{-6}, D. 2.75, Schmp. rd. 650°. Die Warmfestigkeit ist nach V. Fuß:

t° . . .	100	150	200	250	300	350	400	450	500
kg/mm² .	38	31	22	16	9	6	3	2.5	2

Lautal dient (wie die anderen Leichtlegg.) für alle Leichtbauten und dürfte auch im Schiffbau der Zukunft ausgedehnte Verw. finden.

Weitere Angaben: Z. Met. 1923—1927; Korr. 1925; Deutsche Motorztg. 1925. Über die Verwendungsgebiete der vergütbaren (knetbaren) Al-Legg. vgl. E. Roth (Werkstoffhdb., Nichteisenmet. H 10).

Zus. (und Eigenschaften) *verschiedener walz- und ziehbarer Al-Legg.* nach E. H. Schulz (Met. Erz 1917. **14**. 125 u. 1919. **16**. 91); Bericht des Alloys Research Committee (Brit. Inst. Mech. Eng.; Z. Met. 1922. **14**. 371) und O. Bauer (Legg., 396):

Bezeichnung	Chem. Zus. in Proz.											σ_f	K_z	φ
	Al	Cu	Sn	Zn	Fe	Si	Pb	Ni	Mn	Sb	Mg	kg/mm²	kg/mm²	%
1	88.9	4.36	4.7	0.2	1.03	0.68	0.16	—	—	—	—	—	—	—
2	91.97	2.64	4.17	0.55	0.60	0.64	0.11	—	0.09	0.22	—	—	—	—
3	93.11	4.6	—	—	0.61	0.48	—	1.2	—	—	—	—	—	—
4	95.5	2.22	—	0.58	0.64	1.06	—	—	—	—	—	—	—	—
5	88.06	11.3	—	—	0.34	0.30	—	—	—	—	—	—	—	—
6	96.37	2.33	—	—	0.54	0.48	—	—	0.10	—	0.18	—	—	—
7	94.16	3.64	—	—	0.45	0.55	—	—	0.53	—	0.67	—	—	—
8 Y . .	92.5	4.0	—	—	—	—	—	2.0	—	—	1.5	—	27 bis 44	17 bis 25
9 A . . .	77	3.0	—	20	—	—	—	—	—	—	—	27 bis 42.5	42 bis 52	24 bis 11
10 E . . .	76	2.5	—	20	>0.2	>0.2	—	—	0.5	—	0.25 bis 0.5	21.6 bis 48	37 bis 61.5	9 bis 22
11 Amerikanische Leg.	88	12	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	21.0	7.2

Sehr bemerkenswert ist die gute Warmfestigkeit der Y-Leg. Sie zeigt im Vergleich zu Duralumin:

Bezeichnung	Zerreißfestigkeit in kg/mm² bei t°				
	20	200	250	300	350
Duralumin . . .	48	30	20	7	—
Y-Leg.	38	—	35	34	9.84
	Bruchdehnung in Proz.				
Duralumin . . .	12	16	20.0	31	—
Y-Leg.	24	21.6	23.9	24	—

d) Aluminiumlote.

Die Al-Lote müssen verhältnismäßig leichter schmelzbar sein als das reine Al. Das Löten des Al ist eine der schwierigsten Aufgaben, die auch heute noch nicht vollkommen gelöst ist. Es gibt kein Verf., das korrosionsbeständige Lötstellen liefert.

Man kann hauptsächlich zwei Gruppen von Al-Loten unterscheiden: Weichlote, die mit dem Lötkolben aufgebracht werden, und Hartlote. Letztere geben beständigere und festere Lötungen, denn es kann hier eine Diffusion im festen Zustand zwischen Lot und Al eintreten. Dies ist besonders der Fall, wenn die Lote Legierungsmetalle haben, die mit dem Al Mischkristalle zu bilden vermögen. Die Weichlote enthalten hauptsächlich Sn, daneben Zn (15—30) und etwas Al (5—12), die Hartlote hauptsächlich Zn und Al.

Nach L. Rostosky (Werkstoffhdb., Nichteisenmet. H 8) besteht der hauptsächlichste Unterschied zwischen dem Weich- und dem Hartlöten in der Art der Beseitigung des Oxyds, das jedes Al als dünnes, aber sehr fest haftendes Häutchen bedeckt. Dieses muß vor dem Löten entfernt und seine Neubildung beim Erhitzen während des Lötens vermieden werden. Beim Hartlöten wird dies, ähnlich wie bei der Autogenschweißung, durch geschm. Flußmittel erreicht. Bei den Weichlötungen dagegen wird die Oxydschicht nicht nur durch Putzen, sondern auch noch mech. während des Lötens durch Verreiben des fließenden Lotes beseitigt. Das Hartlöten kommt dem Schweißen schon nahe und ist dem Weichlöten weit überlegen.

Sehr wichtig ist bei den Al-Lötungen die Anw. eines geeigneten Flußmittels (Z. Met. 1923. 15. 321). Für niedrige Tempp. ist noch kein wirksames bekannt. Mit einem der A.-G. für Anilinfabrikation, Wolfener Farbenfabrik, aus $CaCl_2$, LiCl, NaF und $ZnCl_2$ können alle brauchbaren Al-Lote verarbeitet werden. Ein Lot von W. Ackermann aus 75 Zn und 25 Cd wird mit einem Flußmittel aus $ZnCl_2$ und NaCl verwendet.

Die Zahl der empfohlenen und zum Patent angemeldeten Al-Lote ist außerordentlich groß. Man findet etwa folgende Zuss. (vgl. auch die alphabetische Übersicht):

Nr.	Al	Zn	Sn	Cd	Sb	Ag	Cu	Pb	Messing	Anmerkung
1	—	45	55—75	—	—	1.65	—	—	1.35	
2	4	—	60	—	2	10	4	12	—	Weichlote, mit dem Lötkolben zu verarbeiten
3	—	10—50	90—50	—	—	—	—	—	—	
4	—	75	—	25	—	—	—	—	—	
5	5—12	8—15	—	—	—	—	—	—	—	
6	70—95	mit verschiedenen Zusätzen dieser Leg.-Metalle						—	—	Hartlot bei etwa 540—630° Arbeitstemp.

Alle Al-Lötungen zeigen nur geringen Korrosionswiderstand an der Lötnaht. Bei guten Al-Hartloten ist dagegen der Potentialunterschied gegen Rein-Al meist nur zwischen 0.02—0.07 Volt.

Nach der Korrosionsbeständigkeit ist die Hammer-Schweißung des Rein-Al wesentlich günstiger als die Lötung, ebenso die el. Stumpf- und die Punkt- und Nahtschweißung. Auch die autogene Schweißung kann bei Al und seinen Legg. mit gutem Erfolg ausgeführt werden.

D. Magnesium, Lithium, Beryllium und ihre Legierungen.

Im Laufe der letzten Jahre haben auch Legg., die in überwiegender Menge Mg enthalten, große Bedeutung als Leichtmetalle erlangt.

Reines *Magnesium* findet eigentlich nur in der org. Chemie und als Blitzlichtpulver oder Band u. dgl. Anw. Für Ni und dessen Legg. ist es ein wertvolles Desoxydationsmittel. Seine Anw. beim Magnalium und bei den vergütbaren Al-Legg. haben wir schon (S. 201, 217) kennen gelernt. Es soll Pb stark härten. Doch sind diese Legg., wie das reine Metall selbst, an feuchter Luft wenig beständig.

Mg ist mattweiß, hat D. 1.74, Schmp. 650°, Sdp. rd. 1200°, SW. 0.250, Wärmeausdehnungskoeffizient 24—27 $\times 10^{-6}$, Wärmeleitfähigkeit 0.376 cal/cm.sek.Grad. Das deutsche Mg weist meist eine Reinheit von 99.7 % auf, kann aber für besondere Zwecke auch mit sehr hohem Reinheitsgrad gewonnen werden. (Näheres bei J. Ruhrmann, Werkstoffhdb., Nichteisenmet. K 1/2; Z. Met. 1924. **16.** 239.)

Die leichte Angreifbarkeit des Mg hindert seine unmittelbare Verw. als Baustoff, zu dem es, seinen Festigkeitseigenschaften nach, sogar besser geeignet wäre als reines Al, denn bei Kokillenguß ist seine $K_z = \backsim 12$, bei $\varphi = 4$—5; bei Sandguß 10—11, bei φ 5; heiß gepreßt $\backsim$ 17. Es ist warm und kalt verarbeitbar. Der Guß jedoch erfordert besondere Maßnahmen, die allerdings bei der Leg. Elektron erfolgreich überwunden wurden. Es wird z. B. der Gußsand mit S-Blumen versetzt, die Form damit eingestäubt und auch das fl. Metall damit bestreut, um die Entzündung zu verhindern oder zu ersticken.

Das geringe SG. des Mg würde es für Leichtlegg. sehr geeignet machen. Doch ist es bis jetzt noch nicht gelungen, die chem. Widerstandsfähigkeit (auch nur gegen W.) durch das Legieren wesentlich zu erhöhen. Neuerdings erreicht man durch Oberflächenbehandlungen, z. B. Beizen mit $Na_2Cr_2O_7 + HNO_3$, eine gute Beständigkeit des Elektrons gegen Atmosphärilien, z. B. bei Kraftfahrzeugmotorgehäusen. Wenn Angriff durch W. und Säuren ausgeschaltet ist, eignen sich die Mg-Leichtlegierungen vorzüglich. In manchen Punkten sind sie den Al-Legg. sogar überlegen. Zu beachten ist der nicht geringe Elastizitätsmodul von rd. 4000 kg/mm².

Die bekanntesten dieser Legg. sind die verschieden zusammengesetzten **Elektronmetalle,** die meist einige Proz. Zn oder Al, auch noch Mn, enthalten. Elektronmetall widersteht Alkalien besser als Al-Legg. — Festigkeit von Elektron:

Bezeichnung	Zustand	σ_e	σ_f kg/mm²	K_z kg/mm²	φ %	K_d kg/mm²	H_B kg/mm²	A mkg/cm²	Scherfest. kg/mm²	D.	Verw. für
C M . . .	gepreßt	3	8—13	18—22	15—20	30	38.5	1.0	11.5	1.73	el. Leitungen
Kolbenleg.	„	4/5	18—20	26—27	7—8	36	45	0.75	14	1.76	Verbrennungskraftmotoren
Z 1 . . .	„	6/7	15—18	26—28	15—18	35	46—50	0.9—1	15	1.81	Stangen, Bleche, Draht, Rohre, Dreh- u. Hobelarbeiten usw.
A Z M . .	„	16	18—20	29—31	12—14	37	67	0.85	14.9	1.83	
V 1 . . .	„	22	28—30	34—36	5—6	41	75	—	16	1.82	
V 1 . . .	gepr. u. vergütet	17	26—28	34—36	10—12	39	69	0.6—0.7	16	1.82	
A Z . . .	gegossen	3/5	6—9	12—15	2—4	27—28	44—46	0.45—0.55	9—10	1.83	Gußteile
Neue Gußleg. . .	—	—	—	22	16.5	—	—	—	—	—	
V 1 . . .	gepr. u. gehärtet	—	—	42—44	3—5	—	90	—	—	—	—

Die Bearbeitbarkeit der Elektronmetalle ist sehr gut; außerordentlich große Schnittgeschwindigkeiten, bis zu 1000 m/min, können angewendet werden. Aber die abfallenden Drehspäne sind leicht entzündlich, so daß hier Vorsicht geboten ist[1]).

Mg- und Elektronlegg. sind nicht lötbar. Letztere können autogen geschweißt werden, wobei das Schweißpulver Autogal verwendet wird. Die Leg. 87 Mg, 13 Cu hat sich für Leichtkolben bewährt.

Elektrongußlegierungen haben in letzter Zeit große Bedeutung erlangt, denn sie besitzen von allen techn. Legg. die geringste D., nämlich 1.8—1.83, Schmp. rd. 625°, L_{sch} 1.2—1.6, E 4000—4600, el. Widerstand 12—18 Ohm/m . mm², Wärmeleitfähigkeit rd. 0.32 cal/cm . sek . Grad, Wärmeausdehnungskoeffizient 23—27 $\times 10^{-6}$, SW. 0.24 cal/g . Grad. Das Schmelzen muß in eisernen Tiegeln erfolgen, weil Graphittiegel zerstört werden und aus tonhaltigem Tiegelmaterial Si red. wird. Gegen Oxd. und zur Reinigung wird das Elektron mit Elrasal (einem Gemisch von Erdalkalichloriden und -fluoriden mit MgO) bedeckt. Die Gießtemp. für Sandguß liegt zwischen 650 bis 800°, meist zwischen 720 bis 770°. Der bei 450° zu trocknende Formsand ist der wie bei Al-Guß unter Zusatz von 3—10 % S und 0.35—0.75 Borsäure, wodurch sogar Abgüsse in grünem Sand erfolgen können. Nach H. Menking (Werkstoffhdb., Nichteisenmet. K 3) werden Kerne aus Quarzsand mit Leinöl oder Reisstärke hergestellt.

Chem. Zus. der heute gebräuchlichsten Elektron-Legg.:

Bezeichnung	Prozente				
	Al	Zn	Mn	Mg	Si
A Z F	4	3	0.2—0.5	Rest	—
A Z G	6	3	0.2—0.5	„	—
V 1	10	—	0.2—0.5	„	—
A S 62	6	—	—	„	2

Für Leichtkolben, die in Kokillen gegossen werden, fügt man zu V 1 noch 2—3 Si. — Festigkeit:

Bezeichnung	Gußart	σ_E (0.03 %) rd. kg/mm²	σ_f kg/mm²	K_Z kg/mm²	φ %	ψ %	K_D kg/mm²	H_B kg/mm²	A mkg/cm²	Scherfestigk. kg/mm²	Dauerbiegefestigkeit kg/mm²
A Z F	Sandguß	5	9—10	17—20	4—6	∾ 9	∾ 32	43—47	0.75	∾ 13	5.5
A Z F	Kokillenguß	5	∾ 10	20—23	6—10	10—15	35—38	50—55	0.75	∾ 13	6.5—7
A Z G	Sandguß	5.5	10—11	17—20	3—5	∾ 7	∾ 7	53—57	0.50	∾ 14	∾ 6.5
V 1	Spritzguß	6	∾ 12	13—18	2—4	∾ 5	bis 30	∾ 70	0.75	∾ 13	—

Elektronspritzguß hat neuerdings Eingang gefunden, weil bei dem aufgewendeten Gießdruck von bis 100 Atm. große dünnwandige Stücke hergestellt werden können, die eine große Zukunft besitzen.

Sehr vorteilhaft ist nach J. Ruhrmann (Werkstoffhdb., Nichteisenmet. K 4) das *Pressen* von Elektron, das bei 320—400° vorgenommen wird und sehr gleichmäßige Erzeugnisse mit vorzüglichen Festigkeitseigenschaften liefert. Die Zus. der hauptsächlichsten Preßlegg. ist (Rest für 100: Mg):

[1]) Vgl. Hanszel (Veredelungsverss., Z. Met. 1921. **13**. 325, 1922. **14**. 403, 1923. **15**. 18); F. Thomas (Vergießen, St. E. 1920. **40**. 299); Das Elektronmetall (Der Weltmarkt **1920**. **14**. 289). Weitere Angaben über Elektron: G. Schreiber und J. Ruhrmann, Schnittbearbeitung (Werkstoffhdb., Nichteisenmet., K 6); W. Schmidt, Hochproz. Mg-Legg. (Z. Met. 1927. **19**. 452); M. Kurrein, Spanabhebende Bearbeitung der Leichtmetalle (Z. Met. 1927. **19**. 479).

Bezeichnung	Al	Mn	Zn	Si	Anmerkungen
V 1	∾ 10	0.2—0.5	—	—	alle für Preßteile wie Stangen Rohr, Profile usw.
A Z M	6—6.5	0.2—0.5	1	—	
A Z 31	∾ 3	0.2—0.5	1	—	
Z 1 b	—	—	4.5	—	kann farbig gebeizt werden
S Z	—	—	1.7	1.4	

Es werden folgende Festigkeitswerte angegeben:

Bezeichnung	Zustand	σ_E (0.03%) kg/mm²	σ_f kg/mm²	K_Z kg/mm²	φ %	ψ %	K_D kg/mm²	H_B kg/mm²	A mkg/cm²	Scherfest. kg/mm²	Dauerbiegefest. kg/mm²	Verwendung
V 1	gepreßt	20—22	20—28	34—37	7—9	9—12	37—40	70	0.50	16	12	für hoch beanspruchte Teile, Stangen, Rohre Profile u. sonst Preßteile
V 1 w	gepreßt, vergütet	20—22	24—26	34—37	10—12	13—18	35—38	60	0.75—10.	16	12	
VI h	gepreßt, gehärtet	23—25	26—30	38—42	2—5	3—6	40—45	85—90	0.30	18	13	
A Z M	gepreßt	18—20	20—22	28—32	12—16	25—30	35—38	55	1.20—1.40	14—16	∾ 11	normale Qualitä für Bauzwecke
A Z 31	gepreßt	15—17	18—20	25—28	14—17	30—35	34—36	48—50	1.2—1.4	13—15	∾ 10	
Z 1 b	gepreßt	10—14	16—18	25—27	15—18	25—30	34—36	45	1.30	13—15	9	durch Beizen zu färben
S Z	gepreßt	13	15—16	23—24	10—15	25—26	37—39	44	0.90	13	—	ebenso und be sonders für Ge senkschmiede- und Preßteile

Für *Elektronbleche* und *-profile* dienen nach E. de Ridder und H. Alt wicker (Werkstoffhdb., Nichteisenmet. K 5) Legg. mit folgender Zus. (Rest fü 100: Mg):

Bezeichnung	Al	Zn	Mn	Cd
A M 503	∾ 0.2—0.5	0.1—0.3	0.5—1.0	—
A Z M	6—6.5	1	0.2—0.5	—
A Z D	5	3	0.2—0.5	3
Z 3	—	3	—	—

Die Festigkeiten sind:

Bezeichnung	Zustand	σ_E (0.03%) kg/mm²	σ_f kg/mm²	K_Z kg/mm²	φ %	ψ %	K_D kg/mm²	H_B kg/mm²	A mkg/cm²	Scherfestigk. kg/mm²	Dauerbiegefestigkeit kg/mm²
A M 503	weich	11—13	14—17	22—25	14—18	30—35	34—36	40	∾ 1.3	12—14	7—8
	hart	—	—	28—32	2—3	—	—	55	—	—	—
Z 3	weich	8—10	13—15	23—24	15—18	—	33—35	42	1.3	—	8.5
	hart	—	—	28—32	2—3	—	—	60	—	—	—
A Z M	weich	18—20	20—23	28—32	12—16	24—28	35—37	55	1.2—1.4	14—16	11
	hart	—	—	34—40	1—3	—	—	65	—	—	—
A Z D	weich	19—21	21—24	30—34	10—12	23—28	37—42	60	?3 1.0	15—16	∾ 12
	hart	—	—	36—42	13—	—	—	70	—	—	—

Für Zusammenfügungsarbeiten eignet sich am besten Elektron A M 503, da autogen sehr gut zu schweißen ist. Für Nieten wird die Leg. Mg 5 verwendet, dere Scherfestigkeit 20 kg/mm² erreicht. Als Lochleibungsdruck können bis zu 40 kg/mm zugelassen werden. Über die Schnittbearbeitung des Elektrons vgl. G. Schreibe und J. Ruhrmann (Werkstoffhdb., Nichteisenmet. K 6); sowie Kurrein (a. a. O.

Lithium, dessen SG. etwa halb so groß wie das von W., also dem von weichem Holz etwa gleich ist, findet wegen seiner lebhaften Rk.-Fähigkeit bisher nur als niedrigprozentiger Zusatz zu Skleron und B-Lagermetall Verw. — S. a. S. 250.

Über Legg. des **Berylliums** mit Cu, Ni, Co und Fe berichteten G. Masing (Z. Met. 1928. **20.** 19), K. Illig (Z. anorg. Ch. 1916. **17.** 1) und Kroll (Met. Erz 1926. **23.** 13). — S. a. S. 250.

E. Mangan und seine Legierungen.

Aluminothermisch gewonnenes Mn hat (K. Goldschmidt, Aluminothermie, Leipzig 1925) etwa 95—97 % Mn und etwa 1.5 Fe, 1—1.5 Si, 0.5—1 Al, Spuren von S, P, O. D. 7.1. Schmp. etwa 1200°. Da es hart und spröde ist, wird es für sich nicht als Werkstoff benutzt.

Mn legiert sich mit den meisten andern Metallen, in jedem Verhältnis mit Cu, Ni, Zn, Sn, Al, Cr, Ti, B. $AlMn_3$ ist hart. Die Fe-Mn-Legg. spielen in der Eisen- und Stahlindustrie eine bedeutende Rolle (s. Eisen und Mangan; Spezialstähle). Bei Herst. von Metallegg. mittels Ferromangan führt man in die Legg. auch Fe, C und andere fremde Stoffe ein. Die Mn-Legg. konnten daher erst Bedeutung gewinnen, als man reines Mn in größeren Mengen darzustellen vermochte. Meist benutzt man Mn als Desoxydationsmittel, das z. B. bei Bronze und Messing Festigkeit, Dichte und Elastizität erhöht. Man setzt es aber gewöhnlich nicht als solches, sondern in der Form von Vorlegg. zu, die mit dem reinen, aluminothermisch gewonnenen Mn hergestellt werden.

Ältere *Manganvorlegg.* enthalten z. B. 20—30 % Mn und 60—70 % Cu, 70 % Mn und 30 % Cr, 70—65 % Mn und 30—35 % Ti, 80 % Mn und 20 % B. Mn-Cu-Legg. zeichnen sich durch größere Festigkeit bei höheren Tempp. aus.

Vgl. Mitt. Techn. Vers. **1893.** 292, **1895.** 29; Sitzb. Gew. **1903.** 277; R. Baumann (Die Festigkeitseigenschaften der Metalle in Wärme und Kälte, Stuttgart 1907); C. Bach (Mitt. Forsch. Heft 4, Berlin 1902).

Jetzt werden von binären *Mangan-Kupfer*-Legg. nach F. Heusler (Werkstoffhandb., Nichteisenmet., F 9/10) hauptsächlich zwei Arten mit 5—6 und ∾ 15 Mn (Resistinbronze) hergestellt. Sie bestehen aus Mischkristallen, denn bis zu 30 Mn werden vom Cu in fester Lsg. aufgenommen. Sie sind rotwarm gut schmied- und walzbar. Wenn durch Kaltbearbeitung die Härte und Festigkeit gesteigert wurde, wird bei 500—700° ausgeglüht und dadurch Rekristallisation bewirkt. Die Eigenschaften sind:

Mn %	D.	Schmp.	Wärmeausdehnungskoeff. 20—100° × 10⁻⁴	Spez. el. Widerstand Ohm/mm².m	Temp.-Koeff.	Thermokraft gegen Cu	H kg/mm²	K_z kg/mm²	φ %
5	8.6	1060	—	—	—	—	87	32—36	35—39
15	8.3	960	23	0.5	0.00002 bis 0.00003	sehr klein	88—160*	45—47 52—56*	25—27 12—18*

* Für hart gezogene Teile; die anderen Werte beziehen sich auf weich geglühte Stücke.

Bemerkenswert sind die guten Warmfestigkeiten der Cu-Mn-Legg.:

mit 5 Mn bei t° . .	200	300	400	
K_z in kg/mm² . . .	35.7	33.5	25.9	
φ in %	36.5	37.1	23.7	
mit 15 Mn bei t° . .	250	300	350	400
K_z in kg/mm² . . .	48.2	45.0	37.7	30.5
φ in %	32.2	37.5	49.2	67.7

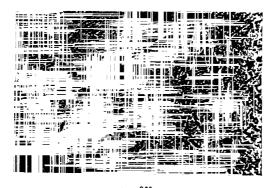
Die Legg. mit 5—6 Mn werden zu Stehbolzen für Lokomotivfeuerbüchsen oder gesenkgeschmiedete Maschinenteile, mit 15 Mn für Schmiedestücke und Stangen, besonders zu Ventilen und Dampfarmaturen im Schiffbau und in der Kaliindustrie verarbeitet. Als Legiermetalle dienen 25—30 % Mn-haltige Cu-Legg. mit 0.2—0.5 Fe.

Vgl. ferner C. Heusler (Verh. Bef. Gew. 1881. Heft 3, 1903. 277; Z. angew. Ch. 1904. 17. 260); M. Rudeloff (Mitt. Matprfg. 1895. 29); O. Heusler (Z. anorg. Ch. 1926. 159. 38); Patterson (Phys. Rev. 1924. 2. 23, 552).

Die *ternären Mn-Legg.* enthalten meist neben Cu noch Nickel. Das Manganin mit rd. 84 Cu, 12 Mn, 4 Ni gehört zu den bekanntesten. Es besitzt eine geringe Thermokraft gegen Cu, hohen el. Widerstand und sehr kleinen Temp.-Koeffizienten, so daß daraus vorteilhaft el. Widerstände hergestellt werden. Durch ein Altern bei 140° können spätere Veränderungen des Widerstands ausgeschlossen werden. D. 8.4, Schmp. 960°, spez. el. Widerstand 0.45, Temp.-Koeffizient 0.00001 (+ über, — unter einem bei rd. 33° liegenden Wendepunkt). — Den Cu-Ni-Legg. für Münzen gibt man in der Regel zur Desoxd. einen Zusatz von 2 % Mn.

Mit 8—10 % Aluminium und durch geeignete Wärmebehandlung erhält man nach Fr. Heusler Cu-Mn-Legg., die härtbar sind und neben hoher Elastizitätsgrenze sehr gute Dehnbarkeit aufweisen. Hierher gehören auch die sog. Heuslerschen Legierungen, die, obwohl eisenfrei, ferromagn. sind. Sie werden meist als Zusätze für Sondermessinge und Sonderbronzen verwendet. Heusler führt folgende Werte an:

Nr.	Cu mit % Mn	Cu mit % Al	Zustand gewalzt	σ_p kg/mm²	K_z kg/mm²	φ %	H kg/mm²	D.	Verwendung für
I	5	9	weich	29	74	15	170	7.5	hoch beanspruchte Zahnräder und Maschinenteile
			gehärtet	49	75	16	202	—	
II	13	9	weich	—	67	19	330	7.2	Obstmesser, gut korrosionsbeständig
			gehärtet	—	96	1	570	—	

Fig. 315 zeigt das Gefüge einer Heuslerschen Leg. nach Ätzen mit verd. HNO_3. — S. a. unter Aluminiumbronze (S. 175). — Mn-Legg. von hoher Magnetisierbarkeit

$v = 300$.
Fig. 315. Gefüge einer Heuslerschen Leg. (mit verd. HNO_3 geätzt).

entstehen nach dem D.R.P. 144584, wenn man in Cupromangan Al, Sn, As, Sb, Bi, B so einführt, daß die Legg. mindestens 3 % der genannten Elemente und in der Regel nicht weniger als 9 % Mn enthalten.

In der Phosphorbronze wird zuweilen ein Teil des P durch Mn ersetzt.

Silicium enthaltende Cu-Mn-Legg. werden einerseits als härtende Zusatzlegg. für Sonderbronzen und -messinge, anderseits für hoch beanspruchte Lager und Maschinenteile verwendet. Sie sind nicht nur gut gieß- und schmiedbar, sondern durch geeignete Wärmebehandlung auch zu veredeln, wodurch neben hoher Festigkeit gleichzeitig gute Dehnungen erzielt werden können.

Durch Zusatz von Zink erhält man Sn-freien Rotguß (Isima-Bronze, Isima-Rotguß, D.R.P.). Fr. Heusler führt folgende Werte für gewalzte Isima-Bronze an:

Cu mit % Mn	Cu mit % Si	D.	Zustand bei allen gewalzt	K_z kg/mm²	φ %	H kg/mm²
0.5	3	8.5	gewalzt	54.9	36.6	94
			gehärtet	49.7	49.0	64
5	2	8.4	weich	50	38	122
			gehärtet	54	24	162
15	2	8.1	weich	53	22	127
			gehärtet	75	11	228

Verw. der weichen Isima-Bronze für Draht und Drahtgewebe, der harten für Maschinenteile, Zahnräder, Dampfturbinenschaufeln u. ä.

Isima-Formguß besitzt:

Cu mit % Mn	Cu mit % Si	Zustand Formguß	H kg/mm² bei Sandguß	H kg/mm² bei Kokillenguß
12	3	Formguß	138	—
		gehärtet	287	—
8	2	Formguß	120	—
		gehärtet	160	—
6	1.5	Formguß	—	125
		gehärtet	—	172
5	1.2	Formguß	88	114
		gehärtet	110	142

Als Anwendungsgebiete kommen besonders hoch beanspruchte Lagerschalen für Walzgerüste und sonstige Maschinenteile in Frage.

Weitere Angaben: Feußner und Lindeck (Wiss. Abh. Reich. 2. 503); Fr. Heusler (Verh. Bef. Gew. 1904. 83. 277; Z. angew. Ch. 1904. 17. 260; Z. Phys. 1922. 10. 403); Fr. Heusler und E. Take (Phys. Z. 1912. 13. 897; Trans. Far. 1912. 8. Teil 1); O. Heusler (Z. anorg. Ch. 1926. 159. 27); A. Kußmann und B. Scharnow (Z. Phys. 1928. 47. 770).

Zur Darst. von Delalots Legierung aus 80 Cu, 2 Mn, 18 Zn und 1 Calciumphosphat wird das Cu geschmolzen, das Mn nach und nach beigemischt und nach dem Lösen das Phosphat zugefügt. Dann werden die Schlacken entfernt und etwa 10 min vor dem Guß das Zn eingebracht. Zur Beförderung der Operation fügt man 0.5 CaF_2, 0.5 Borax und 1 Holzkohle zu.

F. Chrom, Wolfram, Molybdän und ihre Legierungen.

Früher wurde *Chrom* aus Chromeisenstein im Tiegelofen als stark mit C verunreinigtes Ferrochrom gewonnen, das infolge des hohen C-Gehalts für Leg.-Zwecke wenig geeignet war. Jetzt hat man große Fortschritte durch den Elektroofen gemacht. Für hochwertige C-arme Legg. kommt hauptsächlich aluminothermisch gewonnenes Cr in Frage (K. Goldschmidt, Aluminothermie, Leipzig 1925; Z. Elektroch.

1901. **7.** 656), das etwa aufweist: 98—99 Cr, 0.45 Fe, 0.1—0.5 Al, 0.35 Si, 0.03—0.1 S, 0.03—0.05 C, Spuren P. D. 6.8; Schmp. ∾ 1540°.

Legierungen des Cr, W und Mo werden meist mit überwiegender Menge Fe für die Schnelldrehstähle hergestellt (s. Spezialstähle). Die hitzebeständigen Cr-Ni-Legg. wurden schon (S. 195) besprochen, ebenso die Co-Legg. mit Cr (S. 197); 12- oder 18%ig. Chromstahl besonders für Auspuffventile von Verbrennungskraftmotoren.

Die *nichtrostenden* Stähle sind Chromstähle und werden von W., Atmosphärilien sowie den meisten Säuren praktisch nicht angegriffen. Die weichen und mittelharten enthalten neben 12—14 Cr 0.1 bzw. 0.2—0.5 C und sind härtbar. Die austenitischen haben 7—12 Ni neben 18—20 Cr und 0.1—0.4 C. Sie können durch Wärmebehandlung nicht gehärtet werden. (Weiteres B. Strauß und E. Maurer, Krupp. Monh. 1920. **2.** 129). Durch Kaltbearbeitung der unmagn. austenitischen Leg. werden die Stähle wesentlich härter und magn.; dies ist durch teilweisen Übergang des unmagn. γ-Eisens in das magn. α-Eisen bedingt. Siehe Hatfield, Eng., Met. Suppl., 30. 10. 1925; Glocker, Materialprüf. mit Röntgenstrahlen, Berlin 1927; Schiebold, Z. Met. 1924. **16.** 417, 1926. **18.** 31; Polanyi, Z. D. I. 1927. **71.** 565.

Übersicht der rostfreien Stähle[1]).

Name	Hersteller	Zusammensetzung in % (Rest Fe)			
		Cr	Ni	Sonstiges	C
V-2-A	Friedr. Krupp A.G.	20	7	—	0.25
V-1-M		14	2	—	0.15
V-3-M		12	0.6	—	0.40
V-5-M		13	0.6	—	0.15
Anka	Brown, Bayley's Steel Works	15—20	7—10	—	—
Anticorro AK 1, 2 und 3	Poldihütte				
Antinit					
Ferroplatin	Röchling-Buderus				
Ascoley	Allegheny Steel Co.	14.0	—	—	—
Chrome Iron	Cutler Steel Co. und Driver Harris Co.	20–30	—	—	—
Duraloy Cimet					
Carpenter Stainless	Carpenter Steel Co.	14.0	—	—	0.30
Corrosion Resistant Steel		9.5	—	—	0.45
S-less Stainless Iron	Firth Sterling Steel Co.	13.0	—	—	0.15
„ „ Steel					0.30
Stainless Steel	Vanadium Alloys Steel Co.	14.0	—	—	0.33
Delhi Tough Iron	Ludlum Steel Co.	17.0	—	1.25 Si	0.07
„ Hard			—	1.50 Si	1.20
Stainless Steel Low C	The Midvale Co.	15.0	—	0.35 Si u. 0.50 Mn	0.35
„ „ Med C		18.0	—		0.80
„ „ High C		23.0	—		1.00
Carpenter Rustless	Carpenter Steel Co.	20.0	—	1.0 Cu	0.30
Chromel D	Hoskins Manufacturing Co.	8.0	26.0	—	—
Chromel Alloy Nr. 502		20.0	25.0	—	—
„ „ Nr. 193	Driver Harris Co.	2.0	30.0	—	—
Elalco Comet	Electrical Alloy Co.	5.0	30.3	—	—
Calite A	The Colorizing Co.	15.0	35.0	—	0.30
Calite B		18.0	6.0	—	1.50
Nr. 2600 Metal x	Crucible Steel Co.	5.5–27.5	22—36	1.25—3.25 Si	0.15–0.70
Resistal Nr. 7fy					
„ Nr. 7gz					
„ Nr. 8haa					
Nr. 17 Metal	Cyclops Steel Co.	7.5	20.0	1 Si, 0.75 Mn	0.45
Misco Metal	Michigan Steel Casting Co.	15.0	25.0	1.5 Si, 0.5 Mn	0.50
Chromel C	Electrical Alloy Co.	11.0	6.40	—	—

[1]) Teilweise nach Grotewold, Z. Met. 1926. 399 und Monypenny-Schäfer, Rostfreie Stähle, Berlin 1928. 242.

Neuerdings spielen die als *Schneidmetalle* für Drehmesser hoher Schnittgeschwindigkeit verwendeten Legg. obiger Metalle eine große Rolle. Sie sind zwar meist nicht schmiedbar, sondern können nur durch Gießen geformt werden, behalten aber bis Rotglut ihre Härte und Schneidfähigkeit. Es sind dies (E. H. Schulz, C. W. Drescher, Z. Met. 1924. **16**. 337, 382) Stellit und stellitähnliche Legg., Akrit, Celsit usw. Fig. 316 zeigt das kennzeichnende Gefüge von Stellit, der zwar verhältnismäßig niedrige Härte (∾ 570 H_B) besitzt, sonst aber Vorzügliches leistet.

Neben diesen Schneidmetallen haben in letzter Zeit die außerordentlich harten Wolframcarbid enthaltenden Legg. als Diamantersatz große Bedeutung erlangt. Diese *Hartmetalle* bieten bei der metallographischen Unters. große Schwierigkeiten, da sie nicht mit den gewöhnlichen Mitteln bearbeitet werden können. Nach eigener Erfahrung, die mit den Angaben von K. Schröter (Z. Met. 1928. **20**. 31) übereinstimmt, gelingt das Anschleifen von Flächen mit Karborundscheiben weicher Bindung. Da die Oberflächenschicht der meist in C-Tiegeln erschmolzenen Körper meist C-reicher als der Kern ist, schleift man zweckmäßig durchgebrochene Stücke an, um auch das Gefüge des Kernwerkstoffes studieren zu können. Der Feinschliff erfolgt auf Cu- oder Fe-Scheiben mit Diamantbort, der mit Olivenöl aufgetragen wird. Zuletzt wird damit auf Tuchscheiben poliert. Meist erkennt man schon auf den nur polierten Schliffen das Gefüge. Oder man ätzt mit heißem 3%ig. H_2O_2, alkal. $K_3Fe(CN)_6$-Lsg. oder konz. HF. Meist zeigen sich bei diesen Guß- oder Sinterkörpern zahlreiche kleine Löcher und Unregelmäßigkeiten, die, wenn klein, kaum schaden.

$v = 300$.
Fig. 316. Gefüge von Stellit (mit HCl geätzt).

K. Schröter gibt folgende Übersicht über einige handelsübliche Hartmetallegg.:

Name	D.R.P.	Chem. Zus. %	Art der Herstellung
Tizit	307 764 310 041 320 996 401 600	40—84 W, 3—40 Fe, 4—15 Ti, 2—4 C, 1—5 Ce, 4 Cr	Gußkörper
Volumit	286 184 289 066 292 583 295 656 295 726	W-Carbid mit einigen Proz. Mo-Carbid	Sinterkörper
Lohmanit	309 851 417 392		Gußkörper
Miramant	angem.	—	Gußkörper
Arboga	?	—	Gußkörper
Widia	420 689 434 527	W-Carbid mit Fe, Co oder Ni bis zu 20 %	Sinterkörper
Thoran	—	W-Carbid mit einigen Proz. Mo-Carbid	Gußkörper

Carboloy ist (Ch. I. 1929. 52. 213) der Handelsname für ein zum Glasschneiden vertriebenes Erzeugnis aus WC_2 und Co.

Neuerdings wird Walters Hartmetall in Stäbchen mit dem Autogenbrenner aufgeschm. Verletzte Stellen bei Werkzeugen (z. B. Fräsern) können so ausgebessert werden. Die hohe Schnittgeschwindigkeit der Hartmetalle ist ein großer Vorteil.

Sonst wird *Wolfram* unlegiert verwendet, hauptsächlich zur Herst. der Drähte für el. Glühlampen und Elektronenröhren, weiter als gesinterte und mech. bei Glühhitze weiter verdichtete Kontaktplättchen für el. App., sowie als Antikathode für Röntgenröhren. Geschm. W (im el. Lichtbogen in H_2-Atmosphäre) ist spröde und findet noch keine techn. Anw. E. Lax und M. Pirani (Werkstoffhb., Nichteisenmet., O 3) geben an: D. 19.32 $\pm$ 0.2, bei Sinterstücken 17—18.5. — Schmp. 3400 $\pm$ 50. SW. 0.0337. Wärmeleitfähigkeit bei 1000° rd. 0.220. Wärmeausdehnungskoeffizient bei 20° 4.5, bei 1000° 5.2 $\times 10^{-6}$. — Thermokraft (0—100°) gegen Pt 0.9 Millivolt. — Spez. el. Widerstand 0° 0.049, 1000° 0.251, 2000° 0.591, 3000° 0.962; sein Temp.-Koeffizient zwischen 0 bis 100° (4.8 $\pm$ 0.05) $\times 10^{-3}$. — E bei gezogenen Drähten 35 000—38 000, bei Einkristalldrähten 40 000. Torsionsmodul bei gezogenen Drähten 15 000—17 000, bei Einkristalldrähten 17 100. — σ_E bei Einkristallen 70. H_B bei durch Hämmern schwach bearbeitetem W etwa 350. K_z bei spannungsfreien Einkristalldrähten rd. 108 bei φ 20, bei verfestigten Einkristalldrähten bis 180, bei unbearbeiteten Sinterstücken etwa 13, bei gezogenen polykristallinen Drähten bis 415 bei φ bis 1. Bei 2000° ist K_z etwa $^1/_{1000}$ des Wertes bei Zimmertemp.

Weitere Angaben: H. Alterthum (W, Braunschweig 1925); C. J. Smithells (Tungsten, London 1926); H. Mennicke (Die Metallurgie des W, Berlin 1911); H. Leiser (W, Halle a. S. 1910).

Molybdän wird ähnlich wie W hergestellt und verarbeitet. Wichtig ist auch bei ihm die Rekrist. beim Sintern, wobei geringe Mengen von Oxyden oder Silikaten von Einfluß sind. Drähte aus Mo sind etwas billiger als solche aus W und finden bei el. Glühlampen als Halter und Einführer Verw. Größere Mengen Mo werden hauptsächlich in der Stahlindustrie als Zusatz zu Schnelldrehstählen und manchmal auch für Baustähle verwendet. Für Mo wird (Werkstoffhb., Nichteisenmet. O 5/6) angegeben: D. 10.3 $\pm$ 0.2. — Schmp. 2630 $\pm$ 50. SW. 0.062. Wärmeleitfähigkeit bei 1000° 0.236. Wärmeausdehnungskoeffizient 5.1 $\times 10^{-6}$. — Thermokraft gegen Pt (0—100°) 1.31 Millivolt. — Spez. el. Widerstand 0.0578 bei 20°, etwa 0.314 bei 1000°, etwa 0.62 bei 2000°. — H_B 147. — K_z für gezogenen Draht von 1.25 mm Dm. 140—182, 0.04 mm Dm. bis 200, für dickere Drähte bei 400° 70, bei 800° 60.

Weitere Angaben: E. Pokorny (Mo, Halle a. S. 1927); H. Mennicke (Die quant. Untersuchungsmethh. des Mo, V und W, Berlin 1913).

Für Legierungen kommen (W. Guertler, Z. Met. 1923. 15. 251) Zusätze von Mo zu Fe, Co, Ni, W, Ta, Pb, Pd, in kleinen Mengen zu Au, Ag, Alkali- oder Erdalkalimetallen in Betracht, nicht für Mg und Messinge. Legg. mit Ni oder Co sind gegen Säuren und starke Alkalien sehr beständig, gegen Säuren auch Cu-Mo-Ni-Legg. (Vgl. D.R.P. 367 208 mit Zus.-P. 368 600 der Norske Molybden Prod. A.-G.)

Ferromolybdän dient als Zusatz-Leg. bei der Stahlerzeugung. Nach Venator (St. E. 1908. 27. 257) enthält raffiniertes außer Fe im Durchschnitt etwa (Proz.):

	Mo	C	Si	S	P	Cr
I	52	0.34	0.09	0.01	0.009	—
II	75.8	< 2	—	—	—	—
III	80	0.3	0.12	0.05	0.01	0.73,

aluminothermisch gewonnenes etwa 80 Mo, Spuren Si und Al.

G. Titan, Vanadium, Tantal und ihre Legierungen.

Titan wird hauptsächlich in Form von Ferrotitan in der Stahlerzeugung verwendet. Mit höherem Ti-Gehalt (ab 14 %) nimmt die Magnetisierbarkeit des Fe ab; bei 21.5 Ti ist sie nur noch schwach. Ti und Fe-Ti-Legg. binden bei hoher Temp. N. Davon macht man zum Entgasen von Stahl Gebrauch.

Ferrotitan wird aus Ti-haltigen Eisenerzen im Hochofen, jetzt meist aber im el. Ofen erschmolzen. Die Kohle als Reduktionsmittel kann durch Al ersetzt werden. Ferrotitan mit 20—25 Ti wird auch aluminothermisch gewonnen. Nach Venator (St. E. 1908. **28**. 259) enthalten französische Sorten (in %):

	Ti	C	Al	Mg	Si	S	P
I	52.0	3.20	0.31	0.29	1.21	0.03	0.02
II	56.17	0.47	0.25	0.19	0.87	0.02	0.03
III	53.0	3.28	0.30	—	1.21	0.08	0.02

Nähere Angaben über die Verw. von Ferrotitan bringt Stoughton (Ferr. 1913. **11**. 15).

Vanadium wird als solches techn. nicht benutzt, als Ferrovanadin hauptsächlich in der Stahlerzeugung, besonders für Edelstähle. Zur Darst. reduzierte man früher ein Gemenge von Fe_2O_3 mit V_2O_3 durch Kohle im Tiegel; jetzt arbeitet man meist im el. Ofen oder aluminothermisch (mit etwa 20 bzw. 35 % V). Ferrovanadin wird in der Hauptmenge von der amerikanischen Vanadium Co. erzeugt, in kleineren Mengen in Deutschland, England und Frankreich.

Beim Eintragen in das Stahlbad spart man zweckmäßig an dem teuren Ferrovanadin durch Zusatz von Al. Man geht bei hochwertigen Werkzeugstählen selten über 0.5 V; über 0.6 ist keine wesentliche Besserung zu bemerken. Bei Baustählen zeigt sich schon bei 0.05 % V ein vorzüglicher Einfluß; über 0.5 % geht man auch hier nicht hinaus. Nach T. O. Arnold (J. Ir. St. Inst. **1915**) ist die Wirkung von V etwa 10—20mal so groß wie die von W oder Mo. V macht (Krupp. Monh. **1922**. 121) den Cr-Stahl für Beanspruchungen bei hohen Temppp. sehr geeignet. Ein Stahl mit 2 Cr und 0.5 V verliert selbst bei 500° nur wenig seiner Zugfestigkeit.

Nach Venator enthält handelsübliches Ferrovanadin (in %):

	V	C	Si	Mn	Cu	S	P
I	49.5	1.07	0.09	0.07	0.10	0.009	—
II	52.8	1.04	0.09	—	—	0.025	0.020
III	34.1	1.42	0.12	—	—	0.030	0.009

Weitere Angaben über die Verw. von V bringt M. v. Schwarz (Bayer. Ind. G. 1928. **114**. 32).

Tantal, das in Deutschland die Siemens & Halske A.-G. darstellt, wird hauptsächlich als unlegiertes Metall verarbeitet. D. 16.6; Schmp. ∼ 2770°; SW. 0.0365; Wärmeausdehnungskoeffizient 7.9×10^{-6}; spez. el. Widerstand 0.146; K_7 ∾ 90. Gegen chem. Einwirkungen ist Ta sehr widerstandsfest. An der Luft verhält es sich fast wie ein Edelmetall; es läuft wenig oberhalb 100° an und wird gelb, bei 400° blau und bei 600° grauschwarz; darüber bildet sich eine Schicht von weißem Ta_2O_5; endlich verbrennt das Metall. HF greift bei gew. Temp. an. In schm. Alkalien zerfällt Ta in einzelne Kristallkörner.

Früher wurden aus Ta Leuchtfäden für el. Glühlampen hergestellt. Diese sollten nach D.R.P. 181 059 der Siemens & Halske A.-G. eine Seele aus einem gezogenen

Ta-Draht erhalten. Jetzt verarbeitet man Ta auf zahnärztliche Instrumente, vereinzelt auf Schreibfedern, Uhrenfedern und chem. Geräte (Pinzetten, Tiegel, Abdampfschalen).

Nähere Angaben in der Schrift der Siemens & Halske A.-G. „Das Tantalmetall und seine Verwertung in Industrie und Wissenschaft" (Berlin).

Ta-Legg. haben bisher keinen Eingang gefunden. Auch als Zusatz zu Stahl ist Ta zu teuer. D.R.P. 277242 von Siemens & Halske A.-G. schützt Ni-Ta-Legg., in denen 5—10 Ta vorzügliche Säurebeständigkeit und Duktilität bedingen; bei 30 Ta ist Königswasser ohne Einwirkung. Nach D.R.P. 282575 wird Ta vorteilhaft dem Fe oder Stahl in Form einer Ni-Ta-Leg. zugesetzt. Nach D.R.P. 360006 wird eine harte, dem Ausglühen widerstehende Leg. mit 5—6 Ta gewonnen, die dem Pt mit anderen hochschm. Metallen der 5. oder 6. Gruppe des periodischen Systems zugefügt wird. Statt Ta kommt auch W oder Mo besonders in Frage. Nach Franz. P. 477270 (1914) soll 1 Ta in Pt-Ta-Legg. etwa die Wirkung von 5 Ir haben.

H. Quecksilberlegierungen.

(Amalgame.)

Amalgame finden (wegen der Giftigkeit des Hg) nur vereinzelt und zu ganz bestimmten Zwecken Verw. Manche zeichnen sich durch so niedrigen Erstarrungspunkt (besser -Intervall) aus, daß sie bei Zimmertemp. noch fl. sind.

Goldamalgam bildet sich bei Berührung von Hg mit Au schnell, wenn im Graphittiegel auf Rotglut erhitzte Goldschnitzel mit der 8—9fachen Menge vorgewärmtem Hg übergossen werden. Das für Feuervergoldung bestimmte soll frisch bereitet sein, denn bei längerem Stehen scheiden sich goldreiche Kristalle ab. Die dabei (auch beim Abrauchen des Amalgams auf den zu vergoldenden Gegenständen) auftretenden Hg-Dämpfe müssen aus dem Werkraum sehr sorgfältig abgesaugt werden, denn sie sind äußerst gesundheitsschädlich.

Zahnplomben-Amalgame sollen kein Cu (das die Zähne schwärzt) und Pb enthalten, dagegen Cd (22—26 % neben 78—74 Hg), Sn oder Edelmetalle. Ein Amalgam mit 61 Sn + 39 Ag gibt sehr feste Plomben. Schweizer und Fehrenbach (D.R.P. 401133) amalgamieren eine Leg. aus 49 Ag, 49 Sn und 2 Bi oder Pb. Neben Ag wird diesen Amalgamen auch Au zugesetzt. Nach neuen Unterss., besonders von L. Sterner-Rainer (Diskussions-Beitrag auf der Hauptvers. 1927 d. D. Ges. f. Metallkunde), wird die Zus. der Amalgame in unkontrollierbarer Weise geändert, wenn bei der Bereitung eine unbestimmte Menge Hg zugesetzt und der scheinbare Übsch. dann zwischen Leder oder den Fingerspitzen ausgepreßt wird. Jetzt sind Bestrebungen einer Normung und für richtige Dosierung im Gange. Eine wichtige Bedingung ist, daß sich die Amalgame beim Erhärten etwas ausdehnen, damit sie in der Zahnhöhlung gut haften. Eine zu starke Ausdehnung würde den Zahn sprengen, eine Zusammenziehung die Plombe lockern und auch sonst schädlich sein. Vgl. A. Fenchel (Neue Amalgamunterss. u. ihre Bedeutung für die zahnärztliche Praxis, Berlin 1908); C. Köller (Unterss. über Volumänd. von Zinnamalgamen, Z. Met. 1921. **13**. 1).

Kupferamalgam dient besonders zur Vereinigung von Glas mit Metallen (Metallkitt), wobei nicht erhitzt zu werden braucht, und zur Vereinigung zweier Metallstücke (Kaltlot), weil es (wie die meisten Amalgame) mit der Zeit erhärtet.

Zum Belegen der Spiegel ist und war besonders früher das Spiegel- oder Zinnamalgam mit etwa 23 % Sn gebräuchlich. Durchsichtige Gegenstände will die Chem. Fabr. von Heyden A.-G. (D.R.P. 178520, 186830, 186831) mit kolloiden Pasten fein verteilter Amalgame verspiegeln. Für gekrümmte Spiegel ist ein Amalgam aus je 1 Tl. Bi, Pb und Sn mit 9 Tln. Hg geeignet. Bei Elektrisier-

maschinen werden die ledernen Reibkissen mit einem Amalgam aus etwa 50 Hg, 25 Sn, 25 Zn belegt.

Das Injektionsamalgam (s. in der alphabetischen Übersicht) dient zum Ausspritzen anatomischer Präparate, um z. B. den Blutkreislauf gut sichtbar machen zu können, wenn die org. Reste weggelöst werden.

Oberflächlich amalgamiertes Zink liefert sehr gut haltbare Elektroden galvanischer Elemente.

Alkaliamalgame dienen als Red.-Mittel bei der Darst. org. Präparate und zur Gewinnung anderer Amalgame. Eisen, das vergoldet werden soll, wird zweckmäßig vorher mit Na-Amalgam eingerieben. Alkaliamalgame entstehen auch (s. Bd. I, S. 697) als Zwischenprodd. bei der Elektrolyse von Alkalichloridlsgg. mit Hg-Kathoden zur Darst. von Alkalihydroxyden.

Aus Blei gewinnen Höveler und Dieckhaus (D.R.P. 306 118) ein Weichlot durch Zusatz von Hg. Metallschreibstifte bestehen aus 53.5 Bi, 41.7 Pb und 4.8 Hg.

Manchen Weißmetall-Lagermetallen wurde etwas Hg zugesetzt. Doch ist die verbessernde Wirkung so gering, daß der höhere Preis und die gesundheitsschädlichen Dämpfe, die beim Einschm. auftreten, diesen Zusatz nicht zweckmäßig erscheinen lassen.

J. Zünd- oder pyrophore Legierungen.

Die Funkenbildung beim Anschlagen von harten und spröden Metallen ist schon lange bekannt. Der Feuerstein mit dem Stahl war das Feuerzeug unserer Großeltern. Bei der Darst. von Sprengstoffen und Pulver werden deshalb meist keine eisernen Geräte verwendet. Die Schleiffunkenprobe nach M. Bermann (Z. Ver. Ing. 1909. 53. 171) [vgl. E. Preuß (Die praktische Nutzanw. der Prüfung des Eisens durch Ätzverf. und mit Hilfe des Mikroskops, bearbeitet von G. Berndt und M. v. Schwarz, Berlin 1927, S. 176)] liefert ein einfaches und wertvolles Mittel, um z. B. mit Mn, Cr und besonders legierte Stahlsorten aus der Farbe der beim Schleifen auf Schmirgelscheiben entstehenden Funken zu erkennen.

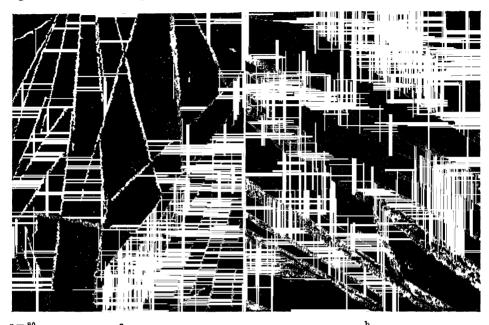
Hillebrand und Norton erkannten 1875, daß unreines Cer beim Ritzen oder Feilen lebhaft Funken liefert, die leicht zünden. W. Muthmann und L. Weiß stellten zuerst größere Mengen geschm. Ce-Mischmetalle dar und erkannten die Zündkraft dieser sehr stark funkengebenden Legg. Auer v. Welsbach und Gamber verwerteten die bei der Glühstrumpferzeugung in großen Mengen anfallenden Ceriterden zu Zündzwecken in Legierung mit 30 % Fe als sog. *Auermetall* für Taschenfeuerzeuge, Gasanzünder und zu Zündern für Sicherheitsgrubenlampen (D.R.P. 154 807).

Heute wird hauptsächlich Cer- oder kurzweg Mischmetall in vielen Betrieben durch Schmelzelektrolyse gewonnen, bei etwa 1100° mit Fe unter Salzschutzdecke zu Zündmetall verschmolzen und in eisernen Kokillen auf Stäbchen der gewünschten Abmessungen vergossen. Der Abbrand beim Umschm. und Gießen beträgt nach F. Schmid (Werkstoffhb., Nichteisenmet. O 6) etwa 30 %, so daß man aus etwa 1 kg Mischmetall und 0.4 kg Fe nur rd. 1 kg Zündlegierungsstangen erhält. Neben Ce sind im Mischmetall hauptsächlich noch La und Di enthalten. Während Mischmetall sich an der Luft sehr leicht oxd. und deshalb unter Petroleum aufbewahrt werden muß, ist die fertige Zündleg. an trockener Luft gut haltbar. Größere Mengen werden in Glasflaschen, Blech- oder Pappschachteln oder Paraffinpapier aufbewahrt und versandt. Die D. dieser Zündlegg. ist ∾ 7, der Schmp. rd. 900°. Der Entzündungspunkt soll bei etwa 150° liegen. Weitere Angaben: Kellermann (Die Ceritmetalle und ihre pyrophoren Legg., Halle a. S. 1912) sowie in einem späteren Kapitel dieses Bandes.

K. Arsen- und Phosphorlegierungen.

Arsenlegierungen finden nur ziemlich wenig Anw., besonders wegen der Flüchtigkeit des As und der Giftigkeit seiner Dämpfe. Im Bleischrot wird (s. S. 243) durch etwa 0.2 % As die Härte wesentlich gesteigert. Cu für Feuerbüchsen soll, um

widerstandsfähiger zu sein, zweckmäßig 0.3—0.6 % As enthalten. In Messingkondensatorrohren soll durch As die so gefährliche örtliche Korrosion vermieden oder herabgesetzt werden.

Phosphorzinn mit 1.25 % P zeigt ein Gefüge wie Fig. 317 a, mit 5 % P wie Fig. 317 b. Der gewöhnliche handelsübliche Gehalt von 5 % P kann bis 8 % gesteigert werden. Die Leg. wird durch Lösen von P in geschm. Sn gewonnen (in

v = 20. a b
Fig. 317 a u. b. Gefüge von Phosphorzinn (mit verd. HNO_3 geätzt).
a mit 1.25 P; b mit 5.0 P (mehr Kristallnadeln).

Spezialhütten). Beim Umschm. von gebrauchtem Lagermetall gibt man nach Angabe der Firma Bäumert & Co., Leipzig-Plagwitz, zweckmäßig 5 % 5%iges Phosphorzinn zu. — *Phosphorkupfer* (15%ig) wird meist noch durch Verschm. von 2 Tln. Cu (gekörnt) mit 4 Tln. Calciumphosphat und 1 Tl. Kohle sowie etwas Quarzsand in Weißglut dargestellt. Daneben sind andere Verff. in Anw. — *Phosphoreisen* stellt (Ch. I. 1928. **51**. 23) die Warner Iron Co., Nashville (Tenn.), mit 22—25 % P dar unter Erblasen einer Zwischenleg. mit 10—17 P.

L. Weißmetalle.
(Zinn, Blei, Zink, Cadmium und deren Legierungen.)

Die Legg., die mit dem Sammelnamen Weißmetall oder Weißguß bezeichnet werden, sind sehr verbreitet und außerordentlich verschieden zusammengesetzt. Die systematische Einteilung ist daher sehr schwierig. Hier scheint es zweckmäßig, einerseits die Legierungsstoffe, anderseits den Verwendungszweck der Betrachtung zugrunde zu legen. Die Legg. mit Sn sind die wertvollsten, aber auch teuersten.

1. Das Zinn.

Mit Ausnahme der nach Marken gehandelten ausländischen Sorten ist Sn folgendermaßen genormt[1]) (DIN 1704, April 1925):

[1]) S. dazu die Fußnote 2 auf S. 149.

Bezeichnung von Zinn mit 99 % Reingehalt: Sn 99 DIN 1704.
Die Bezeichnung (Kurzzeichen) ist einzugießen oder aufzuschlagen.

Benennung	Kurzzeichen	Sn %	Sn % Zulässige Abweichung	Zulässige Beimengungen in % Fe	Zn	Al	andere
Zinn 99.75	Sn 99.75	99.75	—0.05	0.015	0	0	Für die anderen Beimengungen, wie Pb, Cu, Sb u. a., wird keine Vorschrift aufgenommen.
Zinn 99.50	Sn 99.50	99.50	—0.1	0.015	0	0	
Zinn 99	Sn 99	99.00	—0.1	0.025	0	0	
Zinn 98	Sn 98	98.00	—0.2	0.025	0	0	

SG. 7.28—7.33 kg/dm³.
Lieferart: in Blöcken, Barren oder Platten nach Gewicht.

Banka-Zinn ist das reinste Handelszinn und enthält mehr als 99.9 % Sn. Diesem praktisch gleichwertig ist Straitszinn. Nach der englischen Einteilung unterscheidet man (F. Ludloff, Werkstoffhb., Nichteisenmet., L 1) bei Markenzinn:

Klasse A 1 mit meist 99.9 Sn (z. B. 99.961 Sn, 0.019 Fe, 0.014 Pb und 0.006 Cu);
Klasse A 2 mit mindestens 99.75 Sn (z. B. 99.76 Sn, Spur Fe, 0.24 Cu);
Klasse B gewöhnliches Zinn (z. B. 98.64 Sn, Spur Fe, 0.20 Pb und 1.16 Cu).

Der Umwandlungs-Punkt des Sn ($\beta \rightarrow \alpha$) liegt bei 18—20°. Das weiße metallische β-Sn besitzt $D.^{20}$ 7.28, während das graue, spröde, nichtmetallische α-Sn D. 5.7 aufweist. Diese Umwandlung (früher Zinnpest genannt) geht mit starker Vergrößerung des Vol. vor sich, wenn Zinn lange bei niedrigen Tempp. (mindestens unter 18°) lagert. Sie erfolgt aber meist so langsam, daß das Sn zur Einleitung der Umwandlung erst geimpft werden muß. Bei Orgelpfeifen, Tellern, Münzen, Särgen usw., die im Winter der Kälte ausgesetzt sind, findet oft diese Umwandlung statt und zerstört die Gegenstände. Der beste Schutz für wertvolle Sammlungsgegenstände ist die Aufbewahrung bei mehr als 18—20°. Fig. 318 zeigt z. B. an einem Sn-Dichtungsring aus einem Lagerkeller einer Brauerei den Beginn der Umwandlung in die α-Modifikation des Sn an den dunklen Stellen unter starker Zunahme des Vol. Da das graue α-Sn sehr spröde ist, zerfallen diese Teile zu einem unscheinbaren grauen Pulver. Vgl. auch Fig. 84, S. 61.

r = 1.
Fig. 318. Teil einer Dichtung mit Zinnpest. (An den dunklen Stellen beginnt die Umwandlung in α-Zinn.)

Beim Biegen von Zinnstäbchen hört man das Zinngeschrei, das wahrscheinlich auf der dabei eintretenden Zwillingsbildung beruht. Die Rekrist.-Temp. liegt bei einem Sn unterhalb Zimmertemp. Fl. Sn zeigt D. 6.99 bei 232° (= Schmp.). K_z gegossen 3.5—4, bei 50° geglüht 2.75 mit φ 40 und ψ 74. H_B 12. σ_E 3.4 (?). E 5500. Sdp. 2270°. SW. bei 0° 0.0536, beim Erstarren (fl.) 0.0615. Wärmeleitfähigkeit 0.1528. L_{sch} bei Sandguß 0.225 %, bei Kokillenguß 0.7 %. El. Leitfähigkeit 8.82. Nach F. Ludloff ist der spez. el. Widerstand

bei t°	0	18	100	300	500	1000
Wdst.	0.11	0.12	0.16	0.49	0.54	0.65,

ein Temp.-Koeffizient bei 15° + 0.0045.

Sn selbst ist, besonders wegen seiner guten Beständigkeit gegen chem. Angriffe, sehr wertvoll. Namentlich für Kochgefäße und Konservenbüchsen wird es als Schutzüberzug von Fe und Cu sehr geschätzt. Die Hauptmenge des Sn dient für die Herst. von Weißblech und sehr wertvollen Legg. Neben den Bronzen (S. 156 ff.) sind es die Weichlote, Klischier- und Lagerweißmetalle, die in großen Mengen verbraucht werden. Die früher viel verwendete Zinnfolie (Stanniol) ist jetzt zur Verpackung von Nahrungs- und Genußmitteln meist durch Aluminium-Folie ersetzt worden. Für Spiegel fügt man dem Sn häufig 2 % Cu zu und amalgamiert diese etwas festere Folie dann.

Weitere Angaben über Sn: C. Richter (Zink, Zinn und Blei, Wien 1909); W. Burstyn (Das Löten, Werkstattbuch, Heft 28); Richtlinien für das planmäßige Anlernen in der Metallind., Verein Berliner Metallindustrieller A. 19; F. Ludloff (Löten mit Weichloten, Werkstoffhandbuch S 7).

2. Das Blei.

Reines Pb wird in der Industrie in großen Mengen gewonnen und verbraucht. Das Hütten-Weichblei enthält mindestens 99.9 Pb, das aus Altmetall gewonnene

$v = 10$.

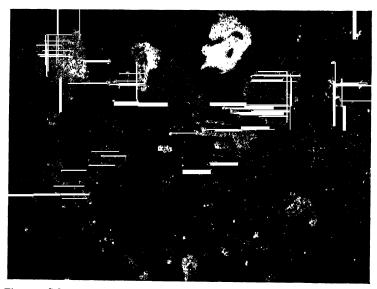



Fig. 319. Sehr grobkörniges Bleiblech mit Korngrenzenrissen (mit HNO_3 geätzt).

Raffinadeblei mindestens 99.7 Pb. Die Verunreinigungen bestehen aus Cu, As, Sb, Zn, Ag, Bi, Sn, Fe und Ni. $D.^{20}$ 11.41, beim Schmp. 10.69. Schmp. 327.4°, Sdp. 1525°. SW. bei 0—250° 0.0319, des fl. beim Schmp. 0.034. Wärmeleitfähigkeit bei 20° 0.0836. L_{sch} Sandguß 0.75 %, Kokillenguß 0.94 %. El. Leitfähigkeit bei 18° 4.83, ihr Temp.-Koeffizient 0.0041 bei 15°. $K_z \backsim 2$, bei φ 50; H_B (10/300) 6.9; K_D 5; E 1500—1700.

Pb ist gegen H_2SO_4 bis zu 200° sehr beständig, wird dagegen von Essigsäure, HNO_3, sogar von weichem W. leicht angegriffen. Bei Quellwasser bildet sich aber eine schützende Haut aus, so daß Wasserleitungsrohre daraus gefertigt werden können.

Sehr wichtig ist die unter Zimmertemp. liegende Rekristallisationstemp. des Pb. Es kann durch Kaltbearbeitung nicht dauernd verfestigt werden. Außerdem entsteht dann leicht ein sehr grobkörniges Gefüge. Dieses kann zur Zerstörung von Kabelmänteln, Bleiblechen usw. führen. Denn einerseits bilden sich bei schwachen Erschütterungen sehr leicht Risse, die meist den Korngrenzen oder Spalt-

ebenen folgen, oder es setzt sog. interkristalline Korrosion ein, so daß das Pb seine bekannte Zähigkeit vollständig verliert und spröde wird. Diese Korrosion wird besonders durch Essigsäure und Lsgg. von org. Pb-Salzen befördert.

Vgl. M. v. Schwarz (Korr. 1928. 4. 1); O. Haehnel (Z. Met. 1927. 19. 492); H. S. Rawdon (J. Ind. Eng. Ch. 1927. 19. 613, Korr. 1927. 3. 259).

$v = 10$.

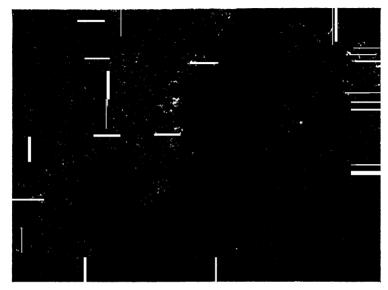



Fig. 320. Interkristalliner Riß bei grobkörnigem Bleiblech (mit HNO_3 geätzt).

$v = 6$.

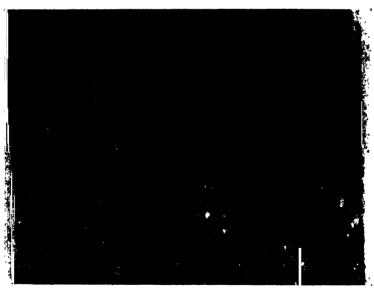



Fig. 321. Bleirohr mit Rissen durch interkristalline Korrosion.

Fig. 319 zeigt solch ein grobkörnig gewordenes Bleiblech mit einem den Korngrenzen folgenden Riß. Das Blech war etwa 1 mm stark, so daß an vielen Stellen die ganze Wandstärke nur von einem einzigen Pb-Kristallkorn eingenommen wurde. Ein noch gröberes Gefüge zeigt das Bleiblech in Fig. 320 mit ebenfalls einem den Korngrenzen folgenden interkristallinen Riß. Fig. 321 läßt eine eigenartige B. von

Pusteln auf einem aus dünnem Bleiblech zusammengerollten Rohr erkennen. Diese Pusteln sind durch die Korrosionsprodd. aufgetrieben worden, die an den Stellen mit interkristalliner Korrosion entstanden waren und schnell zur Zerstörung dieses Bleischutzmantels geführt haben.

Diese Proben waren sehr reines, doppelt raffiniertes Pb, das sehr stark zur Rekrist. neigt. Man fertigt deshalb heute die Kabelmäntel aus sog. Kabelblei an, bei dem durch Zulegieren von etwa 2 % Cd oder Sn, auch Sb, die Rekrist. sehr stark verzögert ist.

Bleibleche und -rohre finden auch in der chem. Ind. und in vielen Gewerben ausgedehnte Anw. Verbindungen werden durch eine Art autogener Schweißung mit einer H_2-Flamme hergestellt, wenn auf Reinheit der Lötnaht Wert gelegt wird. Sonst wird, wie gewöhnlich, mit Weichlot und der Lötlampe oder dem Lötkolben gelötet, wobei vielfach noch Kolophonium als Lötmittel dient.

Weitere Angaben bei C. Richter (a. a. O.); F. Ludloff (Werkstoffhb., Nichteisenmet. L 3/4).

3. Weichlot (Lötzinn) und verwandte Legierungen.

Das *Lötzinn* wird nach dem Gehalte an Sn bezeichnet. Genormt werden nur *Zinn-Blei-Legg.*, nicht dagegen Lote, die andere Stoffe (Sb, Hg, Bi u. dgl.) als Hauptbestandteile haben.

Die Normung[1]) zeigt DIN 1707 (April 1925):

Bezeichnung von Lötzinn mit 50 % Zinn: SnL 50 DIN 1707.
Die Bezeichnung (Kurzzeichen) ist einzugießen oder aufzuschlagen.

Benennung	Kurzzeichen	Zusammensetzung %		Verwendung
		Sn	Pb*)	
Lötzinn 25	SnL 25	25	75	für Flammenlötung (für Kolbenlötung nicht geeignet)
Lötzinn 30	SnL 30	30	70	Bau- und grobe Klempnerarbeit
Lötzinn 33	SnL 33	33	67	Zinkbleche und verzinkte Bleche
Lötzinn 40	SnL 40	40	60	Messing- und Weißblechlötung
Lötzinn 50	SnL 50	50	50	Messing- und Weißblechlötung für Elektrizitätszähler, Gasmesser und Konservenindustrie**)
Lötzinn 60	SnL 60	60	40	Lot für leicht schm. Metallgegenstände; feine Lötungen, z. B. in der Elektroindustrie
Lötzinn 90	SnL 90	90	10	Besondere, durch gesundheitliche Rücksichten bedingte Anww.

*) Antimongehalt. Als Vorleg. zur Herst. von Lötzinn wird in der Regel Mischzinn verwendet, das aus 54.5% Sn, 3.6% Sb und 41.9% Pb besteht. Es darf daher im Lötzinn Sb höchstens im Verhältnis von 3.6 : 54.5 zum Zinn enthalten sein. Ein geringerer Gehalt an Sb oder Sb-Freiheit müssen, wenn gewünscht, besonders ausbedungen werden.

**) Bei Konservendosen wird die Lötung gegenwärtig meist unter Anbringung eines Falzes an der Außenseite vorgenommen.

Die Zus. von Außenloten unterliegt keinen gesetzlichen Bestimmungen.

Zulässige Abweichung im Sn-Gehalt: ± 0.5 %.

Verunreinigungen: Das Lötzinn soll techn. frei sein von fremden schädlichen Bestandteilen, besonders von Zn, Fe, As.

Lieferart: In Blöcken, Platten oder Stangen nach Gewicht.

Für die Herst. der Weichlote des Handels wird aus Altmetallen oder Weißblechabfällen erzeugtes Sn verwendet. Das Lötzinn enthält deshalb meist noch viele Verunreinigungen durch Fe, Cu, Sb, Cd, Zn, Bi, Hg usw.

[1]) S. dazu die Fußnote 2 auf S. 149.

Erstarrungsbeginne für Lötzinn des Handels nach F. Ludloff (Werkstoffhb., L 6):

% Sn . . .	30	40	50	60
t°	255—262	230—240	210—220	etwa 190

Auch das reine Zinn wird als Lot für Konservenbüchsen benutzt. Während des Weltkrieges fanden in Deutschland ausnahmsweise Pb-Sn-Legg. mit nur 40 Sn zu liesem Zwecke Verw. (vgl. Abschnitt „Gesetzliche Bestimmungen"). Sickerlot ist lie eutektische Leg. zwischen Pb und Sn, besitzt also den niedrigsten Schmp. aller nöglichen Pb-Sn-Legg. Es enthält 64 % Sn und 36 % Pb und schm. bei 181 °. Das gewöhnliche Schnellot wird von den Klempnern durch Verschm. von 1 Tl. Pb nit 1 Tl. Sn hergestellt und schm. bei 200°. Für zweite Lötungen wird ein teureres, nehr Sn enthaltendes Lot benutzt, das meist 2.5 Sn auf 1 Pb enthält. Als billiges Lot kam die Leg. von 2 Tln. Pb mit 1 Tl. Sn zur Verw. In Kriegszeit wurden außerlem noch Sb oder Cd enthaltende Lote gebraucht (vgl. Antimonblei, Cadmiumlot, Lötantimon, leichtfl. Legg. usw. der alphabetischen Übersicht).

Pb-Sn-Legg. fanden früher zur Herst. von Geschirren, Kannen, Tellern, Leuchtern usw. ausgedehnte Anw. Die Blei- oder Zinnsoldaten und sonstige Spielwaren wurden meist aus einer Leg. von 1 Pb und 1 Sn hergestellt. Für Theaterschmuck wurden meist 29 Tle. Sn mit 19 Tln. Pb legiert. Diese Leg. ist auch unter der Bezeichnung Faluner Diamanten zu Schmuck verarbeitet worden. Für Orgelpfeifen dient meist 12-lötiges Sn mit 12 Tln. Sn und 4 Tln. Pb; oder 14-lötiges Sn aus 14 Tln. Sn und 2 Tln. Pb. 12-lötiges wird auch für Beschläge, Spielwaren, geringwertigere Folien usw. verwendet.

Da sich Sn und Pb in allen Gew.-Verhältnissen miteinander legieren lassen, sind eine Unmenge verschiedener Zuss. gebräuchlich. Die Zinngießer bedienen sich zur einfachen Gehaltsermittlung dieser Legg. häufig der Bauerschen Zinnprobierwage (vgl. M. v. Schwarz, Metall **1917**. 21), bei der das Gew. der Probe, die in eine kleine Eisenform gegossen wird, mit dem von Güssen mit bekanntem Zinngehalt verglichen wird. V. Slotosch (D.R.P. 265 450) wiegt in Eisenformen gegossene Proben, um den Sn-Gehalt von Lagerweißmetallen und Weichloten oder den Sb-Gehalt von Hartblei zu ermitteln.

Durch Zusätze von Bi, Cd und Hg kann der Schmp. der Pb-Sn-Legg. noch weiter herabgesetzt werden; es entstehen dabei die sog. *leichtflüssigen Legg.*

F. Ludloff gibt folgende Übersicht:

Bezeichnung	Zusammensetzung %					Unterer Schmp.
	Pb	Sn	Bi	Cd	Hg	
Injektionsamalgam . . .	28.0	—	36.4	5.6	30	39—57
„ . . .	32.0	—	41.6	6.4	20	56—59
„ . . .	36.0	—	46.8	7.2	10	61—64
Woods Metall	25.0	12.5	50.0	12.5		~ 60.5
Lipowitz-Metall	26.7	13.3	50.0	10.0		~ 70.0
—	40.0	—	52.0	8.0	—	~ 91.5
Lichtenbergs Metall . .	30.0	20.0	50.0	—	—	~ 91.6
Roses Metall	25.0	25.0	50.0	—	—	~ 93.75
Newtons Metall	31.0	19.0	50.0	—	—	~ 94.5
—	32.0	16.0	52.0	—	—	~ 96.0
—	—	26.0	53.0	21.0	—	~ 103.0
—	44.0	—	56.0	—	—	~ 125.0
—	—	42.0	58.0	—	—	~ 136.5
—	32.0	50.0	—	18.0	—	~ 145.0
—	—	—	62.0	38.0	—	~ 149.0
—	—	68.0	—	32.0	—	~ 178.0
—	36.0	64.0	—	—	—	~ 181.0

4. Antimon- und Arsenlegierungen des Zinns und Bleis.

Der Einfluß von Pb und Sb auf die Kugeldruckhärte von Sn (sowie von Sb auf die des Pb) bei schnell abgekühlten Blöckchen ist in der Fig. 322 nach E. Heyn und O. Bauer (Verh. Bef. Gew. **1914**, Februar-Beiheft) dargestellt. Die große Härtesteigerung beim Sn durch Zusatz von Sb ist auf die B. der (scheinbar würfelförmigen) Mischkristalle Sb-Sn zurückzuführen, die wir auch in den meisten Lagermetallen antreffen. Mit steigendem Sb-Gehalt nimmt die Menge dieser harten Kristalle zu, wie die Gefüge in Fig. 323 a u. b erkennen lassen. Die Leg. mit etwa 70 Sn, 10 Sb, 16 Pb, 4 Cu in Fig. 323 a zeigt verhältnismäßig wenig Sb-Sn-Mischkristalle, die Leg. mit 50 Sn, 30 Sb, 20 Pb jedoch viele.

Wegen ihrer Härte finden die **Zinnantimonlegg.** für Gebrauchsgegenstände als *Britanniametall* ausgedehnte Anw. Als Typus dieser Leg. kann die von 90 Sn mit 10 Sb gelten, die seit etwa 1840 zu Tee- und Kaffeekannen, Löffeln und Dosen vielfach verarbeitet wird. Zuerst wurden diese Gegenstände besonders in England erzeugt

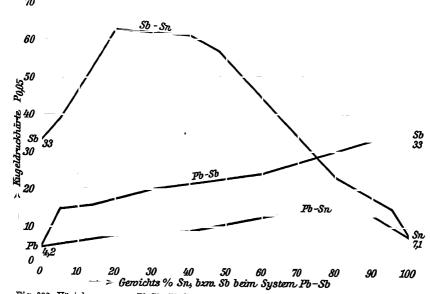



Fig. 322. Härtekurven von Pb-Sb, Pb-Sn und Sb-Sn-Legg. (nach E. Heyn und O. Bauer).

und von dort aus in den Handel gebracht, so daß die Namengebung verständlich wird. Britanniametall ist von schön bläulich-weißer Farbe und fast ebenso widerstandsfähig gegen chem. Einflüsse wie reines Zinn. Es ist jedoch härter und weniger der Abnutzung unterworfen. Meist wird es gegossen. Jedoch besitzt es noch genügende Geschmeidigkeit, um durch Ziehen, Hämmern und Drücken in Form von Blechen verarbeitet werden zu können. Britanniametall füllt beim Guß die Formen sehr gut aus, und bei Verw. von fein ziselierten Metallformen (meist aus Messing) können alle ihre Feinheiten wiedergegeben werden, so daß die Stücke meist keiner weiteren Appretur bedürfen. — In neuerer Zeit werden dem Britanniametall noch kleine Zusätze von Cu gegeben, die die Härte erhöhen, die Geschmeidigkeit aber nicht wesentlich beeinflussen, falls sie 3 % nicht übersteigen. Durch Zn und As sowie mehr als 10 % Sb wird die Leg. sehr spröde. Britanniametall kann galvanisch versilbert, vernickelt oder verkobaltet werden. — Die Herst. der Leg. geschieht nach den bekannten Regeln. Das Cu als das Legiermetall mit dem höchsten Schmp. wird zuerst mit dem Sb und wohl auch einem Teil des Sn verschmolzen und dann mit dem Reste des Sn vereinigt. Beispiele für die Zus. siehe in der alphabetischen Übersicht.

Bleiantimonlegg. (*Hartblei*) neigen stark zum Seigern, so daß beim Gusse für schnelle Abkühlung gesorgt werden muß. Die eutektische Leg. enthält 13 % Sb. Sie wurde in Kriegszeit als billiges Ersatzlot benutzt, haftet aber nicht fest genug an den zu verbindenden Stellen. — Die Pb-Sb-Legg. werden vielfach zu Armaturen für schwefelsaure Lsgg. verwendet, auch für Rohre, Syphone usw., manchmal zu Modellen für Gießereien, verschiedentlich für billige Lagermetalle und zur Herst. von Buchdrucklettern, welch letztere meist noch etwas Sn enthalten. Zur Herst. der Gitter von Akkumulatorenplatten erhält das Pb meist einen Zusatz von 5 % Sb. Diese Leg. wird auch für Geschosse und Schrapnellfüllkugeln verarbeitet. Zur schnellen Gehaltsermittlung kann für Kontrollzwecke die Bestimmung des SG. herangezogen werden (vgl. das Schaubild auf S. 124). — Beim Legieren von Sb mit Pb, das in gewöhnlicher Weise erfolgt, ist durch fleißiges Umrühren die Mischung zu befördern.

Letternmetall (Schriftmetall) findet ausgedehnte Anw. zur Herst. von Buchdrucklettern, Klischees und Druckplatten aller Art. Die billigsten Sorten be-

$v = 150$ a b

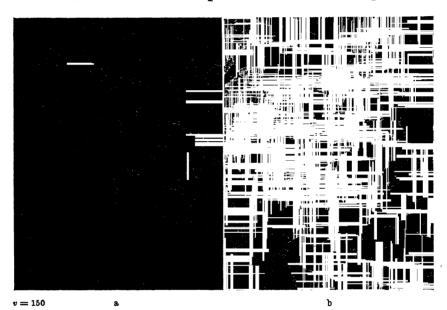



Fig. 328 a u. b. Gefüge von Lagermetallen (mit HNO_3 geätzt).
a mit 70 Sn, 16 Pb, 10 Sb, 4 Cu (wenig Sb-Sn-Mischkristalle).
b mit 50 Sn, 30 Sb, 20 Pb (viele solche, scheinbar würfelförmige Mischkristalle).

stehen aus Hartblei mit 15—25 % Sb; sie dienen in neuerer Zeit nur zur Herst. der Aussparungen beim Satz. Bessere, aber teuere Sorten enthalten 2—30 % Sn. Gute Legg. für Lettern sind solche mit 60 Pb, 25 Sb, 15 Sn und mit 55 Pb, 23 Sb, 22 Sn. Beim Schriftmetall für Stereotypplatten wird der Sb-Gehalt meist etwas geringer gewählt, damit der Schmp. niedriger liegt, z. B. 82 Pb, 15 Sb, 3 Sn. Manche Sorten enthalten noch wenige Prozente Bi, Zn oder Cd. Siehe im übrigen die alphabetische Übersicht.

Nach der Zusammenstellung des Wirtschaftsamts des Deutschen Buchdruckervereins in Leipzig über *Buchdruckmetall* (Werkstoffhb., Nichteisenmet., L 11) sind folgende Gruppen zu unterscheiden:

1. Die fertigen Buchdrucktypen, die meist als sog. „Komplettguß" in der Schriftgießerei hergestellt werden;

2. das Metall, das in der Druckerei selbst zu einem Schriftbildträger verarbeitet wird. Hierunter fällt das Metall, das auf der Setzmaschine zu fertigen Einzeltypen

oder Typenzeilen gegossen wird, sowie das Metall, aus dem in der Stereotypie Dr platten gegossen werden.

Für Buchdruckerlettern wird als Normalleg. empfohlen die aus 67 28 Sb, 5 Sn, kurzweg Leg. 5/28 genannt. Sie entspricht der Norm des Normens schusses für das graphische Gewerbe in Leipzig. Die Gießtemp. soll 400° betra Manchmal kommen noch kleine Zusätze von Cu oder As vor, die umstritten sind. Als Füllstoff oder Ausschluß dienen minderwertigere Pb-Legg., z. B. sol mit 16 Sb und 1 Sn oder mit 12 Sb und 2 Sn. Auch diese Legg. sollen bald geno werden.

Für Setzmaschinenmetalle weichen die Zuss. stark ab (vgl. a. Z. M 1924. **16**. 67). Es können nur folgende Durchschnittswerte angegeben werden:

Pb mit %	Für Setzmaschinen			Stereotyp-metall	Hintergieß-metall
	Typograph	Linotype	Monotype		
Sn	3	3	5	3	1
Sb	12	12	15	15	3

Nach andern Angaben (Met. Techn. 1928. **53**. 74) enthalten größere Lette 88 Pb und 12 Sb, gewöhnliche 80 Pb und 20 Sb, feine 75 Pb und 25 Sb, Stege u Ausschließungen 90 Pb und 10 Sb. Zur Erhöhung der Härte und Dauerhaftigk wird Sn und zuweilen auch etwas Cu zulegiert. Englische Lettern enthalten I. 69 P 20 Sb, 9 Sn, 2 Cu; II. 55 Pb, 23 Sb, 22 Sn; III. 61 Pb, 19 Sb, 20 Sn; französisc 55 Pb, 30 Sb, 15 Sn; andere I. 69 Pb, 19.5 Sb, 9 Sn, 2.5 Cu; II. 61 Pb, 18.8 S

$v = 150$ a b

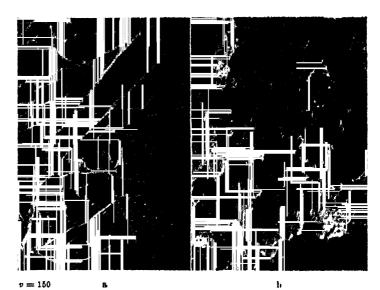



Fig. 324 a u. b. Gefüge von Letternmetall mit 65 Pb, 25 Sb, 9.6 Sn, 0.3 Cu u. 0.1 Fe (mit HNO_3 geätzt). a langsam erstarrt, sehr grobkörnig; b normal schnell erstarrt, feinkörnig

20.2 Sn. In Deutschland dient für Werkschriften vielfach die Leg. 75 Pb, 23 Sb, 2 Sn Zusatz von Bi erleichtert die Schmelzbarkeit, verteuert aber die Leg. so wesentlich daß er nur für sehr feine Schriftgattungen in Frage kommt; z. B. 77 Pb, 15 Sb, 8 Bi Diese Leg. dient auch als Klischeemetall. Zn-Lettermetall zeigt 89—93 Zn, 9—6 Sn 2—4 Pb, 2—4 Cu. Für Stereotypplatten nimmt man 82 Pb, 14.75 Sb, 3.25 Sn. Für

Klischees sollen dem Schriftmetall 5 % Ni zugesetzt werden. Auch Gehalt an Cd ist vorteilhaft, z. B. 50 Pb, 30 Sn, 20 Cd.

Das G e f ü g e eines infolge langsamer Erstarrung sehr grobkörnigen Letternmetalls zeigt Fig. 324 a. Nach dem Umschm. und normal schneller Erstarrung wird das Gefüge wesentlich verfeinert, wie Fig. 324 b erkennen läßt. Die Zus. dieses Letternmetalls ist zwar nicht sehr gut: 65 Pb, 25 Sb, 9.6 Sn, 0.3 Cu und 0.1 Fe, entspricht aber einer billigen Sorte.

Bei der Herst. der Buchdrucklettern wurde zuerst der Spritzguß (vgl. a. Messing, S. 187, Al-Legg., S. 215, und die alphabetische Übersicht) benutzt. Anfänglich konnten nach diesem Verf. nur Legg. mit verhältnismäßig niedrigem Schmp. verarbeitet werden. Heute werden aber auch bei 600—950° schm. verwendet.

Für *Spritzgußlegierungen* gibt L. F r o m m e r (Werkstoffhb., Nichteisenmet., P 13) folgende Übersicht:

Zusammensetzung in %				Schmp.		D.	Kz	φ	HB	A	Farbe	Verhalten an der Luft	Stückgew.	Mindest-Wandstärke
Sn	Pb	Sb	Cu	unterer	oberer		kg/mm²	%	kg/mm²	mkg/mm²				mm
—	90	10	—	246	265	10.5	∾5.6	—	15.5	—	grau	laufen an	0.5 g bis 3.5 kg	0.75
10	80	10	—	242		10.3		—	23.9	—				
25	56	15	4	∾160	270 bis 330	9.2	7.7	1.4	23.1	0.46	silberweiß	sehr gut haltbar	0.5 g bis 2.5 kg	0.5
50	33	13	4			8.1	7.5	2.2	21.9	0.39				
60	23	13	4			7.8	7.5	2.4	22.7	0.46				
75	8	13	4			7.3	9.3	1.4	28.5	0.79				

Die Spritzgußleg. muß sich zur galvanischen Vernickelung eignen. Aber auch ohne diese sollen sich die Gegenstände an der Luft gut halten, so daß, wenn der Preis keine zu große Rolle spielt, stark Sn-haltige Legg. von Vorteil sind. Bei großem Pb-Gehalt muß entsprechend viel Sb zugegeben werden, um die Widerstandsfähigkeit zu erhöhen. Ein hoher Gehalt daran (15—30 %) veranlaßt auch ein Ausdehnen beim Erstarren, so daß alle Feinheiten der Form wiedergegeben werden. Ein Zusatz von Bi wäre wohl von Vorteil, da dieses Metall sich ebenfalls beim Erstarren ausdehnt und es außerdem den Schmp. erniedrigt. In der Regel ist es jedoch für techn. Verw. zu teuer.

Bleiarsenlegg. finden besonders als *Schrotmetall* Verw. Schon ein geringer Gehalt des Pb an As vermehrt die Härte wesentlich und macht das Metall so zu Flintenschrot geeignet. Der Zusatz von As (bei feinem Schrot 0.2—0.35, bei gröberem 0.3—0.8 %) soll auch die Kugelbildung befördern. Die Herst. der Leg. erfolgt meist durch Verschm. von As, As_2O_3 oder As_2S_3 mit Pb in gußeisernen Kesseln, wobei die Schmelze mit Holzkohle bedeckt wird. Für guten Luftabzug ist im Interesse der Gesundheit zu sorgen.

5. Das Zink.

Das meiste Zn wird durch Red. und Dest. gewonnen (M u f f e l z i n k) und ist, je nach der Reinheit der Ausgangsstoffe, mit 1—3 Pb und 0.03—0.05 Fe, neben Cd verunreinigt. Durch Umschm. erhält man das R a f f i n a d e z i n k, durch wiederholtes Dest. F e i n z i n k mit 99.7—99.9 %. Neuerdings hat das aus wss. Lsgg. gewonnene E l e k t r o l y t z i n k (M. v. S c h w a r z, Z. Elektroch. 1923. **29**. 198; Met. Erz 1924. **21**. 499) wegen seiner hervorragenden Reinheit von über 99.9 % für viele Zwecke große Bedeutung erlangt, namentlich für die Herst. sehr hochwertiger Al-Zn-Legg. Das aus Altmaterial erschmolzene Zn wird R e m e l t e d Z i n k genannt und enthält meist 98.5 Zn neben Pb, Cd, Fe, As, Sn und Cu.

H a u g h t o n (Birmingham Met. Soc.; Z. Met. 1921. **13**. 386) gibt folgende Zus. von H a n d e l s z i n k s o r t e n an:

Bezeichnung	Zusammensetzung in %					
	Zn	Pb	Fe	Cd	Sn	Cu
Vieille Montagne (belgisch) .	97.99	2.0	0.04	0.07	—	—
V. M. G. (belgisch)	99.05	0.66	0.26	—	0.03	—
Lipine Elektro (schlesisch) .	99.91	0.06	0.01	Spur	0.02	—
Amerikanisch (hoch rein) . .	99.96	0.02	0.02	—	—	—
Brunner Mond, Elektro . .	99.97	—	0.02	Spur	—	0.004

P. Th. Armemann (Metall. 1910. 7. 201) bringt folgende Zn-Analysen:

Bezeichnung	Verunreinigungen des Zn in %					
	Pb	Fe	Cd	As	Sb	Sn
Campredon	1.370	0.029	0.053	—	—	0.024
„	3.610	0.064	0.077	—	—	Spur
Schneider u. Peterson . . .	1.448	0.028	0.025	—	—	—
Vieille Montagne	0.540	0.049	Spur	—	—	—
Stollberg Münsterbusch . .	1.055	0.016	0.004	0.004	—	—
„ „ . .	1.117	0.007	0.008	0.008	0.001	0.002 Bi
„ „ . .	2.632	0.028	0.078	0.078	0.001	0.001 Cu
„ „ . .	1.698	0.063	—	—	0.002	—
„ „ . .	1.079	0.012	0.004	0.004	0.001	0.002

Für die Normung des Zn liegt folgender Entwurf (Z. Met. 1922. 14. 228; O. Bauer, Legg., 377) vor:

Bezeichnung besondere	Bezeichnung abgekürzte	Zn-Gehalt %	Zulässige Abweichung %	Höchst-zulässige Beimengung
Feinzink I	Zn 99.9	> = 99.9	< = 0.05	Rest
Feinzink II	Zn 99.8	> = 99.8	< = 0.05	Rest
Rohzink	—	Angaben folgen später		
Raffinadezink	—	Angaben folgen später		
Umgeschmolzenes Zink .	Zn u	Aus Altzink ohne oder mit Zugabe von Rohzink erschmolzen. Zusammensetzung oder Reinheit nicht festgelegt.		

Sb und As sollen im Zn höchstens in Spuren vorhanden sein, denn über 0.02 % machen das Zn brüchig und spröde. Legg. mit hohem Zn-Gehalt dürfen nicht mehr als 0.75 % Al enthalten. Darauf ist besonders bei den Spritzgußlegg. (s. S. 249 und in der alphabetischen Übersicht) zu achten. Sonst können die fertigen Gußstücke nachträglich starke Formänderungen erfahren und zerstört werden.

Zn ist blauweiß. D. 7.1. $K_z \backsim 19$ bei gewalztem Blech oder heiß gepreßtem Draht, gegossen sehr gering. Gegossenes Zn ist meist sehr grobkörnig, besonders wenn es langsam erstarrte. In Fig. 325 sieht man die großen, meist senkrecht auf der Abkühlungsfläche angewachsenen Zinkkristalle am Querschnitt (geätzt) durch eine Gußplatte von Remelted Zink mit 98.54 Zn, 0.71 Sn, 0.43 Fe, 0.36 Pb und 0.04 Cu. Den Eisengehalt erkennt man aus den eingelagerten hellen Kristallen (der intermetallischen Verb. $FeZn_{10}$) im mikroskopischen Schliff, den Fig. 326 von diesem Zink nach schwacher Ätzung zeigt. Die Zunahme des Gehalts an Fe beim Zink einer Verzinkungspfanne mit der Betriebszeit kann man aus den drei Teilbildern Fig. 327 deutlich feststellen und aus dem Gefügebild schätzen oder sogar planimetrisch ausmessen. Unmittelbar nach dem Einschm. (Fig. 327 a) zeigen sich fast keine $FeZn_{10}$-Kristalle;

nach 5 st (Fig. 327 b) schon reichliche Mengen. Nach 10 st Betriebszeit (Fig. 327 c) liegt bereits Hartzink mit vielen und großen $FeZn_{10}$-Kristallen vor.

Verwendung findet viel Zn für Blech zur Dachdeckung, zu Klempnerarbeiten und zu Bildstöcken (Zinkätzungen). Das für den letzteren Zweck benutzte Zn soll

$v = \backsim 2$

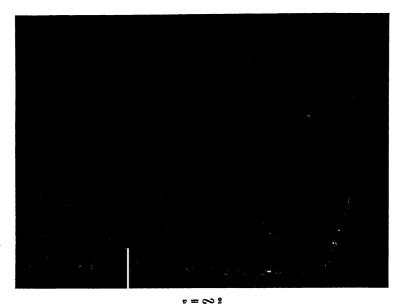



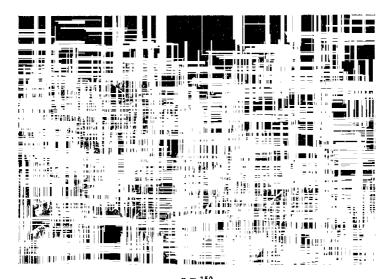
Fig. 325. Gußplatte von Remelted Zink, senkrecht geschnitten (mit HNO_3 geätzt); 98.54 Zn, 0.71 Sn, 0.43 Fe, 0.36 Pb u. 0.04 Cu.

$v = 150$

Fig. 326. Gefüge des Zinks nach Fig. 325 (mit HNO_3 geätzt) mit hellen Kristallen der Verb. $FeZn_{10}$

rein und feinkörnig sein. Ferner wird Zn für galvanische Elemente und zur Verzinkung als Rostschutz benutzt. Die Hauptmenge dient für Legg.

Wenn Zn auch bei gewöhnlicher Temp. verformbar ist (seine Rekrist. liegt unter Zimmertemp.), so ist das Walzen doch nur bei 90—120 oder 140—170° zweck-

mäßig. Zwischen diesen Intervallen und darüber ist die Formbarkeit sehr gering; ja man kann Zn z.B. bei ∾ 220° zu Pulver zerstoßen. Nach E. H. Schulz und R. Fiedler (Forsch. Met. 1919. **1**. 27) und E. H. Schulz (Met. Erz 1916. **13**. 279) ist die Verarbeitungs-Temp. von 90 bis 120° zweckmäßiger, weil die Festigkeit dabei günstiger wird und der Mehraufwand an Walzarbeit kaum in die Wagschale fällt. Es werden von ihnen folgende Festigkeitswerte angeführt:

Preßtemp. C°	K_z kg/mm²	φ %	A mkg/cm²
120	18.4—20.6	32—44	—
130	18.0—18.2	28—27	0.73
140	18.6—18.8	30—34	0.76
145	17.7—17.8	22—24	0.61

In der Kriegs- und Nachkriegszeit wurde viel Zn, dem man auch kleine Leg.-Zusätze gab, namentlich als Messingersatz verwendet. Besonders Preß-

v = 100 a b c

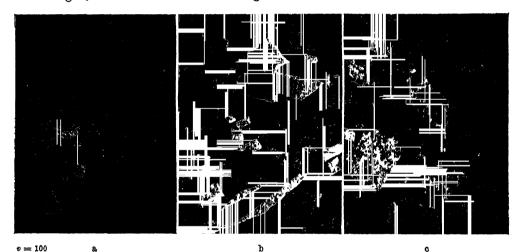



Fig. 327 a, b u. c. Zinkproben aus einer Verzinkungspfanne nach verschieden langen Betriebszeiten (Schliffe mit HNO_3 geätzt): a nach kurzer Betriebszeit (wenige $FeZn_{10}$-Kristalle), b nach 5 st (mehr $FeZn_{10}$), c nach 10 st (Hartzink mit vielen und großen $FeZn_{10}$-Kristallen).

zink hat sehr gute Eigenschaften bei gewöhnlicher Temp., bei höherer jedoch nicht. Z. B. ist seine Zerreißfestigkeit nach Hanszel (Z. Met. 1921. **13**. 209) bei 125° nur etwa noch halb so groß wie bei Zimmertemp. Außerdem rekrist. Zn sehr schnell und wird sehr spröde und brüchig. In der Kriegszeit wurden als Ersatz Installationsdrähte aus Zn hergestellt, die aber sehr bald durch Rekrist. unbrauchbar wurden, denn an den Biegestellen entstand meist ein so grobes Korn (praktisch ein Einkristall), daß bei geringster Beanspruchung Bruch erfolgte. Nach E. H. Schulz genügt schon ein geringer Zusatz von Cu, etwa 1 %, um die Festigkeitseigenschaften des Preß- und Walz-Zn wesentlich zu verbessern. Er führt z. B. folgende Werte an:

Eigenschaft	Preßzink		Walzzink	
	ohne Zusatz	mit 1% Cu	ohne Zusatz	mit 1% Cu
K_z . . . kg/mm²	16—18	23	14—15	20
φ . . . . . %	20—60	43	20—35	31
H_B . . kg/mm²	40—50	72	40—52	62
A . . . mkg/cm²	0.55—0.85	0.73	0.60—0.70	0.60

Die Veredelung des Zn durch Leg.-Zusätze führt zu den nachher zu besprechenden Zn-Legg.

Chemisch verhält sich Zn (vgl. W. Wiederholt, J. Leibu, Werkstoffhb., Nichteisenmet., L 9, L 8) günstig, besonders gegen Atmosphärilien und W., denn es bildet sich eine fest haftende Schutzschicht von ZnO aus, die vor weitergehendem Angriff schützt (Rostschutz). Verunreinigungen durch bis 0.51 Cd, bis 1.54 Pb, bis 0.34 Fe und etwas Cu ändern die Beständigkeit des Zn nicht. Ein Gehalt von 0.07 Sb ist dagegen schon ungünstig, während einer bis 0.09 As ohne Einfluß auf den Angriff des Zn durch Atmosphärilien bleibt. Von Säuren und Alkalien wird Zn unter H_2-Bildung gelöst, und zwar umso schneller, je unreiner es ist. Als Anoden empfiehlt Sänger (D.R.P. 240 630) folgendermaßen zusammengesetztes Zn:

Nr.	Zusammensetzung in %					
	Zn	Pb	Fe	verschiedene		
I	98.5—99.5	0.5—1.25	0.1—0.2	0.01—0.1 Cu	—	—
II	97.0—99.5	0.1—1.5	0.1—0.5	0.5 —2.0 Sn	—	—
III	97.0—99.5	0.1—1.5	0.1—0.5	0.1 —2.0 Sn	0.1—2.5 C	—
IV	96.0—99.5	0.1—1.5	0.1—0.5	0.01—2.0 Sn	0.1—0.5 C	0.05—0.5 Al

Diese Leg.-Anoden sollen wesentlich größere Haltbarkeit als gewöhnliche besitzen und, weil sie nicht zerfallen, bis zu Papierstärke verbraucht werden können. — Aus Salzlsgg. fällt Zn alle Metalle aus, deren Lösungspotential geringer ist.

Weitere Angaben: O. Bauer und E. Wetzel (Mitt. Matprfg. 1916. 34. 333); M. Centnerszwer (Z. phys. Ch. 1918. 92. 563); O. Bauer (Mitt. Matprfg. 1914. 32. 448).

Zur Unters. von Verzinkungen empfiehlt O. Bauer (Mitt. Matprfg. 1914. 32. 448) bei Eisengegenständen die Behandlung mit einer Lsg. von 2 % H_2SO_4 und 2 g As_2O_3 in 1 l. Erhält man in der Lsg. Fe und Pb, so war der Gegenstand feuerverzinkt worden, denn die elektrol. Zinküberzüge enthalten kein Fe und Pb.

6. Zinklegierungen und -Lagermetalle.

Kupfer härtet in kleinen Mengen (1—10 %) das Zn schon wesentlich. Gleichzeitiger Zusatz von *Zinn* ist für Zinkguß sehr wertvoll. *Aluminium* wirkt in kleinen Mengen auf die Zn-Cu-Legg. sehr günstig. Zur Herst. der Legg. wird zuerst das Cu mit einem Teil des Zn und dem Al verschmolzen und dann der Rest Zn zugefügt. Diese ternären Legg. ergeben durch Walzen und Pressen „veredeltes Zink“, das im Weltkriege vielfach als Messingersatz verwendet wurde. Ein zu hoher Gehalt an Al führt (vgl. S. 249) beim Lagern zu einer starken Vergrößerung des Vol. und dadurch zur Zerstörung der (meist gegossenen) Teile. (Vgl. die Bemerkungen und Figg. bei Al-Zn-Legg., S. 202.) Man soll nicht über 3, höchstens 5 % hinausgehen. E. Maaß hat die sog. „Spandauer Leg.“ mit 5 Al, 3 Cu, Rest Zn für Zinkguß empfohlen. Nach E. H. Schulz und R. Fiedler (Gieß. Z. **1919**. 17) erreicht man beim Gießen von Zn-Legg.:

mit Cu	0.5	2	3	4	6
„ Al	1	3	6	9	10
Zerreißfestigkeit in kg/mm^2 . .	5	10	15	20	25

Nach O. Bauer (Die Legg., S. 381) enthalten Zn-Guß-Legg.:

Bezeichnung	Zusammensetzung in %					
	Zn	Cu	Al	Pb	Sn	Fe
I	90	5	5	—	—	—
II	87.5	6.25	6.25	—	—	—
III[1])	90	5.5	3.0	0.8	0.5	0.2
IV	85	3	2	—	10	—
V	87.5	4	0.5	—	8	—

Weitere Angaben: E. H. Schulz und M. Waehlert (Met. Erz 1919. **16.** 170, 195); E. H. Schulz (Z. Met. 1921. **13.** 177).

Viel angewendet ist zur Herst. von kleinen Figuren und Nippsachen (die häufig galvanisch verkupfert werden) der *Zinkstürzguß*, bei dem Hohlgegenstände dadurch hergestellt werden, daß Zn in eine Eisenform gegossen und, wenn sich eine Kruste an der Formwand gebildet hat, der Rest des innen noch fl. Metalls ausgegossen wird. Nach H. C. Morse und G. Ripp (St. E. 1916. **36.** 638) beeinträchtigt Cd dieses Verf. am meisten, denn bei mehr als 0.05 Cd zerbrechen die Abgüsse in der Wärme. Pb verringert die Festigkeit; jedoch sind bis zu 0.2% noch unschädlich. Fe und As erhöhen das ungünstige Haften des Metalls an den Formwänden. Bis zu 5.5 Al sind günstig, weil die Schmelze klar und dünnfl. wird und die Feinheiten der Form sehr gut abgebildet werden. Es wird empfohlen, Feinzink für den Zinkstürzguß zu verarbeiten, wodurch die Gußstücke gut witterungsbeständig werden.

Als Modellmetall empfiehlt Buchanan (nach Reinglaß, a. a. O., 480) folgende Legg.:

Bezeichnung	Prozente				
	Zn	Sb	Cu	Al	Sn
Modellmetall . . .	90	5	—	5	—
Leddelmetall . . .	85	—	10	2	3
Modellmetall . . .	90	—	4	6	—

Für Münz-Legg. hat die Berndorfer Metallwarenfabrik A. Krupp (Öst. P. 84124) Zn mit 0.5—1.5 Cu angegeben; für Zn-Spritz- und Kokillenguß Ringel (D.R.P. 374 323) Zusätze von Cu und Ni. Außer diesen will die Fertigguß-G.m.b.H. (D.R.P. 374 323, 391 563) dem Zn noch Sn oder Sb oder beide zusetzen. Nach D.R.P. 414 211 sollen Zn-Cu-Al-Legg. mit über 85 Zn und etwa 2 Ag keine nachträglichen Veränderungen mehr zeigen. Zur Entfernung von Al und Fe aus Zn wurden Bornemann und Schmidt die D.R.P. 342 366, 358 833 und 358 834 erteilt. W. Guertler (Met. Erz 1916. **13.** 283) hat auf die Bedeutung der Entfernung des zu hohen Al-Gehalts in Zn-Legg. hingewiesen.

Bei *Zink-Zinn*-Legg. wird nach F. Wüst (Met. 1909. **6.** 783) L_{sch} umso niedriger, je näher die Legg. der eutektischen Zus. von 13.3 Zn liegen. Er führt an:

Gießtemp.	Zusammensetzung in %				L_{sch}
	Zn	Sn	Cu	Pb	
550	49.04	50.83	—	—	0.50
500	14.52	85.40	—	—	0.46
500	4.81	95.10	—	—	0.49
500	79.44	14.48	4.35	1.66	0.99
550	79.44	14.48	4.35	1.66	1.09
500	51.22	45.84	1.90	0.94	0.72
550	51.22	45.84	1.90	0.94	0.74

[1]) Nach E. H. Schulz.

Diese Legg. werden auch Weißmetall genannt und finden für Kunstguß, kleine Gebrauchsgegenstände, Knöpfe, Lagermetalle und für Buchdruckerlettern Verw. P. Reinglaß (a. a. O., 476) gibt folgende Übersicht:

Bezeichnung und Verwendung	Zusammensetzung in % Zn	Sn	Cu	Pb	Sb	Cd
Letternmetall nach Ehrhardt	89—93	9—6	2—4	2—4	—	—
Lagermetall	90	1.5	7	—	1.5	—
"	88	2	8	—	2	—
Sulzer Antifriktionsmetall	83.6	9.9	4.0	1.2	—	—
Pierrots Lagermetall	83.3	7.6	2.3	3.0	3.8	—
Engl. Lagermetall	80	14.5	5.5	—	—	—
Kattundruckwalzen	78.3	15.8	5.6	—	—	—
Engl. Lagermetall	76.1	17.5	5.6	—	—	—
Glievormetall	73.5	6.9	4.3	4.9	8.9	1.4
Legg. für Pumpenhähne	72	21	7	—	—	—
Engl. Babbittmetall	69	19	4	5	3	—
Lagermetall von Dunlevic	52	46	1.6	—	0.4	—
Lager für Transportwagen	50	25	—	25	—	—
Wagners Zapfenlagerleg.	47	38	1	4	6	—
Knieß' Lagermetall	40	15	3	42	—	—
Germania-Bronze	80.4	9.6	4.4	4.7	0.8 Fe	—
Ehrhardt-Bronze	84.4	0.2	10.9	1.2	2.5 Al	—
Saxonia-Bronze	84.8	5.3	6	3	0.2 Al	—
Tandem-Bronze	66	21.5	7	4.8	0.4 Al	—
Glykometall	85.5	5	2.4	4.7	2 Al	—
Für Spritzguß:						
I	95	5	0	—	—	—
II	90	10	0	—	—	—
III	80	20	0	—	—	—
IV	87.5	8.0	4.0	—	0.5 Al	—
V	Rest	0	4—6	—	6—4 Al	—

Für Zn-*Spritzguß-Legg.* soll das Zn möglichst frei von Pb und Fe sein. Zum Desoxd. fügt man zweckmäßig bis 1 % Al zu, jedoch nicht mehr wegen der Gefahr der Selbstzers. der Gußstücke. L. Frommer (Werkstoffhb., Nichteisenmet., P 13) gibt folgende Übersicht:

Zusammensetzung in % Zn	Sn	Al	Cu	Ni	Schmp. unterer	Schmp. oberer	D.	K_z kg/mm²	φ %	H_B kg/mm²	A mkg/cm²	Farbe	Verhalten an der Luft	Stückgew.	Mindest-Wandstärke mm
71.5	25	0.5	3	—	∾ 175	∾ 390 bis 450	∾ 7.2	10.4	3.8	36.6	1.46	silberweiß	laufen langsam an	0.5 g bis 3.5 kg	je nach Stückgröße 1.2—3
76.5	20	0.5	3	—				13.1	1.3	49.0	1.30				
77.3	18	0.2	4	0.5				14.9	2.1	51.4	0.37		werden nach und nach angegriffen		
86.7	10	0.3	3	—				12.1	0.5	46.7	0.79				
85.7	10	—	4	0.3				17.3	0.9	64.3	0.80				
87.5	8	0.5	4	—				9.1	0.4	66.5	0.41				
93.5	—	2.5	4	—	∾ 380		∾ 6.8 bis 7.0	18.9	—	85.8	1.66	silbergrau	werden stärker angegriffen	0.5 g bis 3.5 kg	
91.0	—	5	4	—				26.2	0.25	107.3	1.24				
93.5	—	4	2.5	—				23.8	—	94.3	1.77				
93.6	—	4	2	0.4				20.6	0.4	104.5	1.00				

Hartzink ist eine *Eisen*-Leg. des Zn mit wechselndem Gehalt an Fe, meist 2—10 %. Es entsteht als Abfall bei der Feuerverzinkung des Fe und wird zur Herst. von Sondermessingen und bei Al-Gehäuse- und Kolben-Legg. als Zusatz verwendet (vgl. Fig. 327). D.R.P. 295786 der Allg. Deutschen Metallwerke schützt eine Zn-Leg. mit 2 % Metallen der Eisengruppe und 1—8 Al. Für billigen Kunstguß dienten u. a. die Sorelsschen Legg. I. 98 Zn, 1 Cu, 1 Fe; II. 80 Zn, 10 Cu, 10 Fe. — *Mangan*-Legg. des Zn sind durch D.R.P. 301784 Th. Goldschmidt geschützt.

Sie enthalten bis 4 Mn, auch mit geringen Mengen Al, Si, Cr, Ni, sind um die Hälfte härter als Zn sowie schmied- und walzbar. — Pouchain (D.R.P. 343 740) gibt bis 85 Zn enthaltende Legg. mit Cu, Fe, Cd, Ni, Al und Zr an; z. B. 85—96 Zn, 0.3—0.7 Cd, 0.5—8 Ni, 0.5—1.9 Fe, 2.5—7.1 Al, 1.2—2.5 Zr, 0.3—0.9 Mn, 2.0—8.0 Cu. Davon können Cd, Zr, Ni und Al fehlen, jedoch nicht alle gleichzeitig.

Mit reinem *Blei* legiert sich reines Zn fast nicht. Nach Arnemann (Met. Erz 1916. **13**. 204) besteht zwischen 0.5—97 Pb eine Mischungslücke. Nach Falkenberg (D.R.P. 300 111 und Zus.-P. 309 695, 309 955, 311 839, 322 960) erhält man ein geeignetes Lagermetall aus 94.9 Zn, 3.5 Pb und 1.0—5 Fe, gegebenenfalls noch 2 Al und 1.5 Cu. Baylíß, Warwick und Clark (D.R.P. 260 484) geben Legg. mit 99.1—99.9 Zn, 0.001—0.9 Al und 0.01—0.9 Pb an, die besonders für Bleche und zu Preßzwecken geeignet sein sollen. Die Leg. von Zufall (D.R.P. 350 704) enthält 84.1 Zn, 1.8 Cu, 1.0 Al, 4.9 Sn und 8.2 Pb. Sie soll als Lagermetall und für Schmuckgegenstände benutzt werden. Für Kunstguß dient in Ostindien Biddery-Metall mit 84—93 Zn, 3.5—11.4 Cu, 3 Pb, 1.4 Sn. Es nimmt durch $CuSO_4$-Lsg. samtschwarze Farbe an und wird durch Einlagen von Au- und Ag-Draht schön verziert.

Antimon (14.5 %) enthält Fentons Antifriktionsmetall, außerdem 80 Zn, 5.5 Cu. Das D.R.P. 375 244 der Metallbank u. Metallurg. Ges. schützt eine über 50° thermisch veredelbare Zn-Leg. mit *Leichtmetallen* (Li oder Be, oder Na, K, Sr, Ca, Ba und Mischungen davon).

Die Haßlerschen Lagermetalle (D.R.P. 300 508, 300 917) weisen als Leg.-Bestandteil Zn auf. Die vielen anderen Legg., die Zn enthalten, wurden jeweils bei den anderen Metallen angeführt. Vgl. a. die alphabet. Übersicht.

7. Cadmium und -Legierungen.

Cadmium ist weiß, gut dehnbar, hat D. 8.6, Schmp. ∽ 320°, Sdp. 773°. Das Metall des Handels enthält meist 99.5—99.8 Cd mit kleinen Verunreinigungen von Pb, Zn und Spuren Fe. Cd hält sich an der Luft gut und wird deshalb neuerdings als Rostschutz in Form eines galvanischen Überzugs empfohlen. Auch Al und Al-Legg. werden elektrol. mit Cd überzogen. Cd soll sich zur Herst. eines el. Akkumulators, hauptsächlich für Grubenlampen, eignen, der leichter als der Bleiakkumulator ist. Die Hauptmenge des Cd dient zur Herst. von Legg.

Weitere Angaben an anderer Stelle dieses Bandes und: R. G. M. Liebig (Zink und Cadmium, Leipzig 1913); N. F. Budgen (Cadmium, London); J. Leibu (Werkstoffhdb., Nichteisenmet. L 10).

Cadmiumlegg. sind in beschränktem Maße in Gebrauch, denn die zur Verfügung stehenden Mengen Cd sind nur gering, und der Preis ist ziemlich hoch. Wir finden Cd bei Loten, leichtfl. Legg., einzelnen Lagermetallen und neuerdings in Leg. mit Cu für die Fahrleitungsdrähte von el. Bahnen. Ein sehr festes Cd-Zn-Lot enthält nach Desley (Z. Met. 1925. **17**. 407) 87.3 Cd und hat die Schubfestigkeit 13 kg/mm². Ein gut brauchbares Weichlot besteht aus 80 Pb, 10 Sn und 10 Cd. Zu Pb-Rohrlötungen dient 93 Pb + 7 Cd; mit 15—17 Cd wird das Lot sehr dünnfl. Lote mit Sn und Cd besitzen nach Hills (Met. I. London 1918. **16**. 412) folgende Schmelzintervalle:

	Pb	Cd	Sn
212—253°	84.4	7.6	8.0
237—267°	90.6	7.9	1.5
235—368°	87.5	7.5	5.0

D.R.P. 176 886 von Siemens & Halske A.-G. schützt ein Lagermetall aus etwa gleichen Teilen Cd und Zn mit etwa 5—10 Sb. Für Lagermetalle gibt

Touceda (Am. P. 897 431) Cd-Pb-Legg. mit folgenden Proz. Pb (Rest Cd) an: I. für leichte Belastung 97.25 Pb; II. für normale Belastung 92 Pb; III. gut gegen Stoß 89 Pb; IV. für Getriebe von Armaturen 86 Pb; V. für sehr schwere Belastungen 82 Pb. Nach Am. P. 933 139 enthalten die Legg. außerdem noch geringe Mengen Mg. D.R.P. 296 781 von Humboldt schützt Cd-Pb-Legg. mit 8—10 Cd und ebensoviel Mn oder Ferromangan als Lagermetall. Cd-Amalgam dient zu Zahnplomben.

Bei Aluminium-Legg. finden sich manchmal kleine Cd-Zusätze. Nach Grube (Z. anorg. Ch. 1906. **49**. 73) sind Legg. des Magnesiums mit Cd an feuchter Luft unbeständig. Bei Neusilber wurde auch ein kleiner Cd-Zusatz versucht. Meist wird die dadurch erzielte Erniedrigung des Schmp. für Lote ausgenutzt. Ähnliches gilt für die Edelmetall-Legg., von denen die mit Au grüngelb ist. Nach v. Kulmer (Hdb. für Gold- u. Silberarbeiter) sind sehr brauchbare Silberlote von A. Richter-Pforzheim folgende: solche mit Ag : Messing : Cd = 50 : 40 : 10 für feinste Ware, die nachher emailliert werden kann; = 50 : 35 : 15 für hochfeine, aber nicht emaillierbare Ware. Ein Lot aus 25 Ag, 50 Cu, 25 Messing (also ohne Cd) ist gelblich und dient für Waren II. Güte. Für Goldlötungen benutzt man Au : Ag : Cu : Cd = 50 : 20 : 20 : 10 bei 500 Feingehalt; = 55 : 15 : 18 : 12 bei 550 Feingehalt; = 58.5 : 11.5 : 18.4 : 11.6 bei 585 Feingehalt; = 75 : 3 : 10 : 12 bei 750 Feingehalt. D.R.P 292 295 von Wachwitz in Nürnberg schützt ein Cd-haltiges Ag-Lot. — Obwohl sich Cd mit Sn und Zn gut legiert, haben diese Legg. bisher noch keine ausgedehntere Anw. gefunden.

8. Weißguß, besonders Lagerweißmetalle.

Weißguß für billige Gußwaren, Knöpfe usw. besteht hauptsächlich aus Zn mit geringen Mengen Cu, manchmal auch Sn. Vielfach geschieht die Herst. aus alten Messingabfällen durch Verschm. mit Hüttenzink in Tiegeln. Die Zus. dieser vielfach unreinen Legg. schwankt sehr stark; darin vorkommendes Fe und Pb sind als Verunreinigungen anzusehen.

Weißgußlagermetalle. Weißmetalle finden, obwohl sie nur geringe Festigkeit im Vergleich zu Rotguß und Bronze besitzen, zum Ausgießen der Lagerschalen für Maschinen sehr ausgedehnte Verw., weil durch sie die Achsen nicht angegriffen werden, und weil die Lagerschalen leicht neu ausgegossen werden können. Nach den Verss. von Chabal (Rev. gén. Chemins de Fer **1904**), G. Charpy (Bl. Soc. Enc. **1898**. 670 und 972) sowie von E. Heyn und O. Bauer (Mitt. Materialprfg. **1911**. H. 1) weisen die meisten Lagerweißmetalle geringere Zapfenreibungen auf als andere Lagermetalle. Außerdem kann die Achse an Ort und Stelle eingegossen werden. Die gebräuchlichen Legg. sind sehr mannigfach zusammengesetzt. Doch lassen sich drei wesentliche Hauptgruppen bilden, bei denen eines der Legierungsmetalle vorherrscht und den Charakter der Leg. bestimmt.

Sehr verbreitet sind die billigen Hartbleilager, die hauptsächlich aus einer 10—20% Sb enthaltenden Bleileg. bestehen und durch geringen Zusatz von Sn und Cu wesentlich verbessert werden können.

Zinkhaltige oder hauptsächlich aus Zn bestehende Weißgußlagermetalle sind härter, aber schwerer zu verarbeiten, da ihr Schmp. höher liegt als der bei den genannten Bleilegg.

Die besten, aber auch teuersten Lagermetalle bestehen hauptsächlich aus einer Zinn-Antimon-Kupfer-Leg., wie durch die Unterss. von R. Förg (Int. Z. Met. 1916. 8. 68) bestätigt wurde. Sie werden durch oftmaliges Umschm. wenig schädlich beeinflußt und seigern nicht, weil die Verb. Cu_3Sn schon bei höherer Temp. sich nadelförmig (vgl. Behrens u. Bauke, Baumaterialienkunde **1909**. 96) beim Erstarren ausscheidet und als eine Art Maschenwerk die ganze Masse der Leg. durchsetzt. Diese Lagermetalle schmieren auch nicht, da die harten Sb-Sn-Mischkristalle

in der weichen eutektischen Grundmasse eingebettet liegen und so dem übermäßigen Drucke gut nachzugeben, der Reibungsabnutzung aber kräftigen Widerstand zu leisten vermögen.

Die Herst. und Verarbeitung der Legg. ist einfach, die Neigung zur Lunkerbildung gering und die Gefahr des Verschleißens durch Reibung geringer als bei solchen, die noch andere Metalle enthalten. Sie sind weniger spröde als bei Ggw. von Hg, das keinen günstigen Einfluß ausübt, nur teuer und giftig ist. Ein Zusatz von Pb oder Zn kompliziert die Leg., ohne Vorteile zu bieten.

Zur Herst. der Lagermetalle wird der höher schm. Legierungsbestandteil, z. B. das Cu, zuerst mit einem Teil des Sn oder Sb legiert. Vorteilhaft wendet man Zwischenlegg. an, die in Graphit- oder Tontiegeln erschmolzen werden, während die fertige Leg. in Eisenlöffeln leicht zu schm. ist. Allgemein gilt, daß die auszugießenden Lagerschalen zuerst verzinnt werden, damit sich das Lagermetall gut bindet.

Die in Verw. stehenden Mischungsverhältnisse sind außerordentlich zahlreich, und eine Menge besonderer Benennungen für Lagermetalle wurde geprägt (vgl. die alphabetische Übersicht).

Weißmetall für Gleitlager und -flächen ist (April 1925) folgendermaßen genormt[1]) worden (DIN 1703):

Bezeichnung von Weißmetall mit 70 % Zinn: WM 70 DIN 1703.
Die Bezeichnung (Kurzzeichen) ist einzugießen oder aufzuschlagen.

Benennung	Kurzzeichen	Zusammensetzung %				Zulässige Abweichungen %				SG.
		Sn	Sb	Cu	Pb	Sn	Sb	Cu	Pb	
Weißmetall 80 F*) .	WM 80 F	80	10	10	—	± 1	± 1	± 1	+ 1	7.5
Weißmetall 80 . .	WM 80	80	12	6	2	± 1	± 1	± 1	± 1	7.5
Weißmetall 70 . .	WM 70	70	13	5	12	± 1	± 1	± 1	± 1	7.7
Weißmetall 50**) .	WM 50	50	14	3	33	± 1	± 1	± 1	± 1	8.2
Weißmetall 42 . .	WM 42	42	14	3	41	± 1	± 1	± 0.5	± 1	8.5
Weißmetall 20 . .	WM 20	20	14	2	64	± 1	± 1	± 0.5	± 1	9.4
Weißmetall 10 . .	WM 10	10	15	1.5	73.5	± 0.5	± 1	± 0.5	± 1	9.7
Weißmetall 5 . .	WM 5	5	15	1.5	78.5	± 0.5	± 1	± 0.3	± 1	10.1

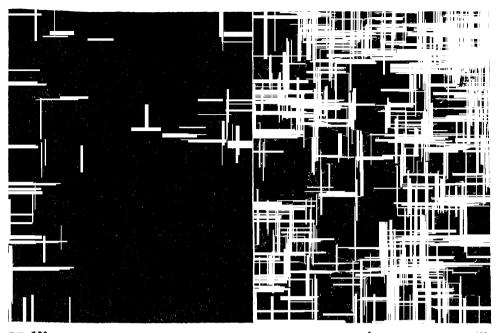
*) WM 80 F soll nur verwendet werden, wenn Bleifreiheit unerläßlich ist; im übrigen ist es möglichst durch WM 80 zu ersetzen.

**) WM 50 ist möglichst durch WM 42 zu ersetzen.

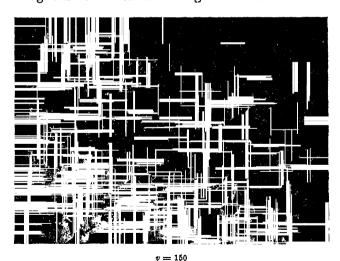
Zulässige Verunreinigungen: Fe 0.05 %, Zn 0.05 %, Al 0.05 %.
Lieferart: in Blöcken, Barren oder Platten nach Gew.

Gießtemp. und Abkühlungsgeschwindigkeit sind auf das Gefüge und damit die Eigenschaften der Lagermetalle von großem Einfluß. Zu langsame Erstarrung kann Ausseigerungen veranlassen, besonders bei den bleireichen Lagermetallen. Dabei scheidet sich unten in der Gußform eine sehr bleireiche, meist untereutektische Leg. ab, die der Hauptsache nach aus Bleikristallen und Eutektikum besteht. Fig. 328 zeigt das Gefüge langsam erstarrter Lagermetalle, Fig. 328 a das der unteren, ausgeseigerten Schicht eines Bleilagermetalls, Fig. 328 b das eines normalen Zinnlagermetalls, das zu grobkörnig ist, aber weniger zur Seigerung neigt.

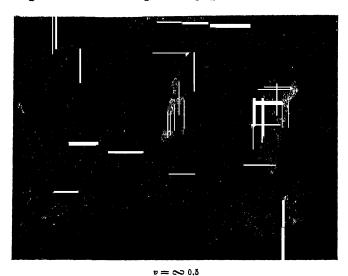
Nach H. Goldschmidt bewirkt ein kleiner Zusatz von Ni bei den *bleireichen Lagermetallen* eine Herabminderung der Entmischung, denn durch die zuerst ausgeschiedenen Ni- und Cu-reichen Kristalle entsteht ein Netzwerk, das die Seigerung verhindert. Das Gefüge eines solchen „Universallagermetalls Thermit"

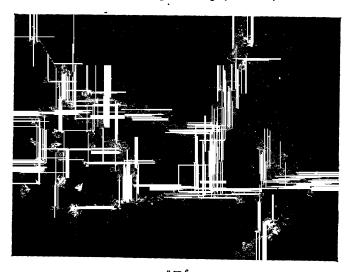
[1]) S. dazu die Fußnote 2 auf S. 149.

$v = 100$. a b $v = 100$.
Fig. 328 a u. b. Gefüge von langsam erstarrten Lagermetallen (mit HNO_3 geätzt): a unten ausgeseigerte bleireiche Schicht; b grobes Gefüge eines normalen Sn-Lagermetalls.

mit 72 Pb, 20 Sb, 4 Sn, 3 Ni und 1 Cu zeigt Fig. 329. Das ebenfalls Ni enthaltende Zetonia - Lagermetall kommt trotz hohen Pb-Gehalts den hochwertigen Sn-Lagermetallen in den Gleiteigenschaften sehr nahe. Zetonia Marke C enthält z. B. 70.10 Pb, 15.15 Sb, 10.90 Sn, 2.04 Cu, etwa 1.8 Ni.

Wie grobkörnig ein sehr bleireiches Lagermetall erstarren kann, zeigen die

$v = 150$
Fig. 329. Gefüge des Universallagermetalls Thermit (mit HNO_3 geätzt).

Figg. 330—332. Nach Fig. 330 werden durch die großblätterig ausgebildeten Cu-reichen Kristalle auf der Bruchfläche einheitliche Kristalle vorgetäuscht, die aber bei der Zus. 84.70 Pb, 10.92 Sb, 3.25 Sn und 0.94 Cu wohl unmöglich sind (vgl. M. v. Schwarz,

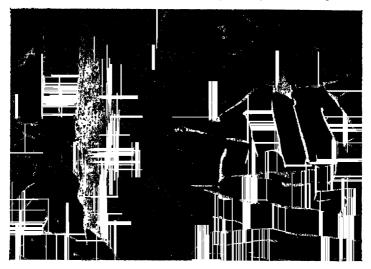
Z. Kryst. 1922. **57.** 394). Die Betrachtung des metallographischen Schliffes (Fig. 331) gibt schon bei ganz schwacher Vergrößerung (ja selbst mit dem freien Auge) den

v = ∾ 0.5
Fig. 330. Bruchgefüge von sehr grobkörnigem Lagermetall.

Aufschluß, daß nach den papierdünnen, blattförmig ausgebildeten Cu-reichen Kristallen Spaltung auftritt. An diese haarfeinen Linien (eigentlich Platten) sind die Sb-Sn-Mischkristalle angelagert. Bei stärkerer Vergrößerung (v = 150) ist dieses ungewöhnlich

v = 6
Fig. 331. Schnittfläche durch grobkörniges Lagermetall (nur poliert). Cu-reiche, papierdünne, große Kristallplatten als haarfeine Linien, um die sich die Sb-Sn-Mischkristalle anlagerten.

grobe Gefüge in Fig. 332 dargestellt. Durch ein einfaches Umschm. und schnelles Abkühlen konnte wieder ein normales feinkörniges Gefüge erhalten werden.

In Amerika wurden (Machinery 1923. **29.** 460; Gieß. Z. **1923.** 155) auch die bleireichen Lagermetalle, das sog. Babbittmetall, genormt:

Chem. Zus. in %	Bezeichnung			
	Babbitt Nr. 13		Babbitt Nr. 14	
	für Gußstücke	für Blöcke	für Gußstücke	für Blöcke
Pb (Höchstwert) . .	86	85.50	76	75.25
Sb	9.25—10.75	9.75—10.25	14—16	14.75—15.25
Sn	4.50— 5.50	4.75— 5.20	9.25—10.75	9.75—10.25
Cu (höchstens) . . .	0.5	0.5	0.5	0.5
As (höchstens) . . .	0.2	0.2	0.2	0.2
Zn und Al	0	0	0	0

Bisher sind die *Zinnlagermetalle* die besten, aber auch teuersten geblieben. Die Normalleg. der Internationalen Flugnormen enthält 4 Cu und 4 Sb als niedrigste, WM 80 F nach DIN 1703 10 Cu und 10 Sb als praktisch höchste Grenze. Sn ist als Grundstoff der Weißmetallager wegen seiner guten Gießbarkeit

$v = 150$
Fig. 332. Das ungewöhnlich grobe Gefüge des Pb-Lagermetalls bei stärkerer Vergrößerung (nur polierter Schliff).

und hohen Wärmeleitfähigkeit sehr geschätzt. Die viel Sn enthaltenden Lagermetalle ergeben auch bei gewöhnlichem Guß schon ein gutes Haften an den Lagerschalen. In Amerika erreicht man dies besonders durch Anw. des Spritzgusses, der neuerdings auch für Lagerschalenausguß in Deutschland angewendet wird und besonders für die Gitterlagermetalle (Graphitierte Lagermetalle des Braunschweiger Hüttenwerks) zu empfehlen ist.

Im Laufe der letzten Jahre wurden sehr zahlreiche Lagermetalle untersucht und besonders auch praktische Gleitlagerversuche durchgeführt. Die Ergebnisse lassen aber noch keine allgemeinen Schlüsse auf die *Bewertung* der Lagermetalle selbst ziehen, weil sehr viel von den Bedingungen und der Formgebung abhängt. Die Lagermetall-Reibungsprüfmaschine, die von Mohr & Federhaff in Mannheim nach Angaben des Verf. auf Grund von Vorverss. mit E. Fleischmann auf einer Maschine von F. Brorofski gebaut wird, dürfte hier neue Aufklärungen bringen (vgl. M. v. Schwarz und E. Fleischmann, Z. V. I. 1928. 72. 1098).

Bisher betrachtete man das Gefüge eines Lagermetalls als allein bestimmend für gute Laufeigenschaften, die dann als erreicht galten, wenn harte Kristalle (meist Cu_3Sb, Cu_3Sn oder Sb-Sn-Mischkristalle) in einer weicheren, meist

eutektischen Grundmasse eingelagert sind. Dies scheint aber nach neuesten Unterss. nicht immer eine Bedingung für gute Gleitfähigkeit eines Lagermetalls zu sein.

Beim Schmelzen der Lagermetalle sind die kennzeichnenden Temperaturen zu beachten, damit eine Überhitzung vermieden wird. Wenn alle Bestandteile des Lagermetalls verflüssigt werden sollen, muß über den obersten Haltepunkt erhitzt werden. Der unterste Haltepunkt ist der eutektische, unterhalb dessen alles erstarrt ist. Diese Temp. zeigt die Erweichung oder Verflüssigung des Eutektikums an. Die Betriebstempp. müssen immer unter dieser bleiben, sonst läuft das Lagermetall aus, und das Lager ist verdorben.

F. Ludloff (Werkstoffhb., Nichteisenmet., P 3/4) führt für die genormten Weißmetalle folgende Haltepunkte an:

Bezeichnung	Kristallart und Haltepunkte bzw. Kristallisationsintervall t°					
	Cu_3Sb	Cu_6Sn	Sb-Sn-Mischkristall oberes	Sb-Sn-Mischkristall unteres	Eutektikum 1	Eutektikum 2
WM 80 F	540	400	260	230	—	
WM 80	500	400	270	230	—	180
WM 70	490	410	260	200	—	180
WM 50	490	380	260	—	230	180
WM 42	500	350	275	—	240	180
WM 20	480	370	270	—	240	—
WM 10	470	370	280	—	240	
WM 5	445	360	260	—	240	

Die Eigenschaften der Weißmetalle ändern sich nicht nur mit der Zus., sondern auch mit der Temp. Schaefer & Scheel (Breslau) geben folgende Biegefestigkeiten und Warmhärten an:

Bezeichnung	Biegefestigkeit σ_f kg/mm²	σ_f Durchbiegung mm	σ_B kg/mm²	σ_B Durchbiegung mm	Brinellhärtezahl bei t° 20	50	75	100	125	150
WM 80 F	11.0	0.41	19.2	2.7	30.0	20.5	14.0	10.0	7.0	5.8
WM 80	11.0	0.44	18.4	2.2	29.5	21.0	14.5	9.5	5.0	4.0
WM 70	8.92	0.30	18.0	1.85	30.5	19.5	13.5	8.5	5.5	4.5
WM 50	7.24	0.27	15.35	3.2	23.5	13.5	8.5	5.0	4.0	—
WM 42	7.6	0.47	14.75	2.13	22.5	13.5	8.0	5.0	4.0	
WM 20	6.9	0.925	13.4	1.82	21.5	14.5	10.5	7.0	5.0	4.0
WM 10	6.2	0.6	13.97	3.61	23.0	16.0	11.5	8.5	6.0	5.0
WM 5	6.05	6.78	12.45	4.52	21.5	13.5	8.5	5.5	4.0	-

F. Ludloff teilt noch folgende Vers.-Ergebnisse der Technischen Hochschule Breslau über die Druckfestigkeiten der Weißmetalle bei höhern Tempp. mit:

Bezeichnung	σ_f kg/mm² bei t° 20	50	75	100	K_D kg/mm² bei t° 20	50	75	100	Stauchfähigkeit % bei t° 20	50	75	100
WM 5	10.3	7.8	6.5	5.8	11.8	8.6	7.4	6.0	25.5	30.0	33.0	30.0
WM 10	11.1	8.6	7.3	6.6	12.5	9.2	8.0	6.6	22.5	30.0	34.0	26.5
WM 20	10.9	8.1	7.1	6.0	11.1	8.2	7.2	6.0	19.5	37.5	46.5	41.5
WM 42	9.9	7.8	7.0	6.0	10.1	7.8	7.0	6.0	18.0	29.0	35.0	37.0
WM 50	9.9	7.6	7.1	6.0	10.2	7.9	7.1	6.1	21.5	39.0	48.0	52.0
WM 70	12.7	9.3	7.6	6.8	15.3	12.0	10.2	8.6	39.0	49.0	54.0	56.0
WM 80	13.1	9.9	8.2	7.6	16.8	12.6	10.8	9.2	35.5	42.0	46.0	48.0
WM 80 F	13.8	9.4	7.2	6.2	18.0	13.6	11.0	9.8	35.5	40.0	44.0	45.0

In der Nachkriegszeit suchte man in Deutschland möglichst *zinnarme* oder gar *zinnfreie* Lagermetalle herzustellen, denn die Hauptmenge des Sn muß eingeführt werden. So ist das Thermitlagermetall (S. 252) entstanden, bei dem der geringe Ni-Zusatz günstigen Einfluß hat. Eine weitere ausgedehnte Verw. haben die Alkali- oder Erdalkalimetall enthaltenden Bleilagermetalle gefunden und sich dort bewährt, wo keine zu hohen Anforderungen an die Gleiteigenschaften, Lagerdrucke und Gleitgeschwindigkeiten gestellt werden. Die Legg. müssen trocken lagern. Beim Guß müssen die leicht oxydierbaren Bestandteile genügend geschützt werden, damit sie nicht herausbrennen. F. Ludloff (a. a. O., P 4) gibt folgende Zahlenwerte für das alte gewöhnliche Regelmetall (Pb-Lagermetall) und das alkali- und erdalkalimetallhaltige Bahnmetall (teilweise nach Verss. des Reichsbahn-Ausbesserungswerks Göttingen) an:

Eigenschaften		Regelmetall	Bahnmetall
H_B (10/200/180) bei 20°	kg/mm²	30	30
100°	kg/mm²	11	18
150°	kg/mm²	9	12
Schmelzbeginn . . .	t°	232 (180)	320
Gießtemp.	t°	470—600	470—600
Stauchfähigkeit . . .	%	25—30	25—30
K_D	kg/mm²	17—20	17—20
K_B	kg/mm²	13.5	23.2
K_z	kg/mm²	10	10
D.	kg/dm³	—	10.56

Weitere Angaben: J. Czochralski und G. Welter (Lagermetalle u. ihre technol. Bewertung, 2. Aufl., Berlin 1924); E. Heyn und O. Bauer (Mitt. Matprfg. 1911. **29**. 29, 63).

M. Silber und seine Legierungen.

Das *Silber* kommt sehr rein (99.9—99.98%ig), meist als Elektrolytsilber, seltener als Hüttensilber in Form von Granalien (Kornsilber) oder in Barren von etwa 40 kg in den Handel. Die Hauptmenge des unlegierten Ag wird zur Versilberung von Eßbestecken verarbeitet, ein Teil auf photographische Emulsionen. Etwas dient wegen seiner hohen el. Leitfähigkeit in der elektrotechn. Industrie (Drähte, Nieten, Schrauben und Kontakte der Schwachstromtechnik und Kenndraht für Sicherungen; bei hohen Stromstärken mit der Hälfte Cu legiert als Draht für Sicherungsstöpsel oder -patronen).

Weitere Angaben: Laatsch (Edelmetalle, Berlin 1925); W. Fraenkel (Werkstoffhandbuch N 1 und N 3 von O. Proske und W. Fraenkel).

D. gegossen 10.42—10.52, gehämmert 10.5—10.6, fl. 9.51. Wärmeausdehnungskoeffizient 20×10^{-6}; SW. bei 0° 0.0556; Schmelzwärme 21—24; Wärmeleitfähigkeit bei 18° 1.006. El. Leitfähigkeit bei 18° 61.4, deren Temp.-Koeffizient 0.004. — Ag gehört wegen seiner guten Luftbeständigkeit zu den Edelmetallen und dient im chem. Laboratorium und in der Industrie zu Gefäßen, Schalen, Schmelztiegeln, besonders für Alkalien. Von HNO_3 und heißer H_2SO_4 wird Ag gelöst. Nach G. Tammann (Z. anorg. Ch. 1919. **107**. 1) löst HNO_3 aus Ag-Au-Legg. mit weniger als 52% Au das Ag vollkommen, aus solchen mit über 64 Au dagegen gar nicht. Dies hängt mit den von Tammann entdeckten (meist bei $^1/_8$ Mol. liegenden) Resistenzgrenzen der Mischkristallreihen zusammen.

Ag wird fast nur in Form von *Legierungen* verarbeitet, da das reine Metall wegen seiner geringen Härte sehr schnellem Verschleiß unterliegt. Meist wird es

mit Kupfer legiert, um es härter, fester, zäher, klingender, widerstandsfähiger zu machen, ohne die Dehnbarkeit wesentlich zu beeinflussen. Ag und Cu lassen sich durch Zusammenschm. in allen Verhältnissen legieren. Die Schmelzen sind aber nicht völlig homogen; an verschiedenen Stellen eines Gußstücks zeigen sich Unterschiede von 2—15 im Feingehalt. Bei geringem Ag-Gehalt ist die Oberfläche an Ag reicher, bei größerem an Ag ärmer als das Innere. Beim Gießen entwickelt das Ag den beim Schmelzen aufgenommenen O_2 unter Spratzen, wodurch die Güsse blasig werden. Das Cu verhindert dies Verhalten nicht völlig, wohl aber ein geringer Zusatz von Zn (bis 1 %). Nach Karmarsch vermindert sich die Abnutzung der Ag-Gegenstände, besonders Münzen, mit dem Cu-Gehalt; doch ist sie bei 312 Feingehalt am kleinsten, bei geringerem Feingehalt wieder etwas größer. Größerer Cu-Gehalt erzeugt rötliche Färbung; aber eine Leg. von 1 Ag mit 4 Cu ist noch nicht völlig kupferrot.

D. von Ag-Cu-Legg. nach F. Michel (Tabelle der SGG. der gebräuchlichsten Au-Ag-Cu-Legg., Ag-Cu-Legg. und Weißgoldlegg., 2. Aufl., Berlin 1927):

% Ag	D.	% Ag	D.	% Ag	D.
95	10.396	75	10 061	55	9.655
90	10.243*)	70	9.904	50	9.514
85	10.171	65	9.873	40	9.395
80	10.058	60	9.794	30	9.313

*) Geprägt 10.3155.

Die Schmp.-Kurve der Ag-Cu-Legg. (Fig. 99, S. 70) weist ein Eutektikum auf. Die gebräuchlichsten Legg. mit 75 % Ag bestehen aus Ag-Kristallen, die von Eutektikum umgeben sind. In Übereinstimmung mit der Schmp.-Kurve besitzt die Kurve der el. Leitfähigkeit der Legg. die tiefste Stelle bei einem Ag-Gehalt von 60—70 %.

Den Gehalt der Legg. an reinem Ag, den Feingehalt, drückte man früher durch Angabe der Lote von reinem Ag aus, die in 1 Mark (16 Lot) der Leg. enthalten sind. Zwölflötiges Silber enthält z. B. auf 12 Ag 4 Cu. Jetzt gibt man fast allgemein den Gehalt in Tausendsteln an, d. h. die Teile Ag in 1000 Tln. der Leg. Bei Silberarbeiten geht man nicht unter einen Feingehalt von 750, bleibt aber oft wesentlich darüber, bis 950. Silbermünzen haben meist einen Feingehalt von 900; selten ist er höher, häufig niedriger. Zu Scheidemünzen setzt man 60 % Cu zu, damit ihr Format nicht zu klein ausfällt. Nach dem alten deutschen Reichsmünzgesetz war der Feingehalt der 5-, 2-, 1-Markstücke, der 50- und 20-Pfennigstücke 900. Das 5-Markstück enthielt 25 g Ag und wog 27.77 g, das 1-Markstück enthielt 5 g Ag und wog 5.55 g. 180 Mark Silbermünzen wogen 1 kg. Früher wurden aus 1 Pfund Feinsilber 30 Taler geprägt. Die neuen deutschen Markstücke enthalten 50 Ag und 50 Cu. In den Ländern des lateinischen Münzvereins prägt man aus 1 kg Silber von 900 Feine 200 Franken ($222^2/_9$ Franken aus 1 kg Feinsilber). Die 1- und 2-Frankenstücke, auch die 50- und 20-Centimesstücke werden seit 1865 nur zu 835 Ag-Gehalt geprägt (1 kg Silber von 900 = 20 Fünffrankenstücken). In England prägt man aus 1 Troy-Pound (= 373,248 g) Silber von 925 Feine 66 Schilling, aus 1 Troy-Pound Feinsilber $71^{13}/_{37}$ Schilling.

Standard- oder Sterlingsilber ist eine Leg. von 925 Ag und 75 eines anderen Metalls (meist Cu). Britanniasilber (Sheffield) enthält 959 Ag und 41 eines anderen Metalls (meist Cu). Ag mit mehr als 50 % Cu heißt Billon. Das japanische Silber (Schibuschi) enthält neben Cu bis 50 % Ag und wird durch eine Beize graugrün gefärbt (D. 1867. **183**. 289). Teilweiser oder vollständiger Ersatz des Cu durch Zink ergibt schön weiße, leicht schmelzbare, sehr klingende und leicht zu bearbeitende Legg., die weniger leicht anlaufen als die Ag-Cu-Legg. Solche Legg. sind z. B.:

Ag	95	90	80	90	80	81.5
Zn	5	10	20	5	10	7.5
Cu	—	—	—	5	10	11.0

Die sog. Silberlote wurden bei den Cu-Legg. (S. 190) behandelt, die Cadmium-haltigen Ag-Lote bei den Cd-Legg. (S. 251). Meist stellen sich die Gold- und Silberschmiede ihre Lote selbst her; doch werden von den Scheideanstalten sehr brauchbare Lote in den Handel gebracht. (Weitere Angaben in der alphabetischen Übersicht.)

Nickel und Aluminium werden benutzt, um Cu-reichen Ag-Legg. eine weiße Farbe zu geben. Diese Legg. sind bedeutend billiger als Ag-Cu. Die Schweizer Silberscheidemünzen bestehen aus Ag, Cu, Zn und Ni. Man hat auch reine Ag-Ni-Legg. zu Tafelgeschirr verarbeitet. Die Ruolzsche Legierung hat 20—40 Ag, 30—60 Cu und 20—35 Ni. Um sie weniger hart und leichter bearbeitbar zu machen, werden bis 16 % Zn zugegeben (D. 1863. **167**. 288, 1864. **172**. 433, 1868. **189**. 267). Eine derartige Leg. für Gefäße, Bestecke usw. besteht aus 59 Cu, 27.53 Ag, 9.17 Zn, 3.42 Ni.

Weitere Angaben: Streicher (Goldschm. Z. **1927**. Heft 27); L. Sterner-Rainer (Z. Met. 1927. **19**. 149, 245); W. Guertler (Z. Met. 1927. **19**. 68).

Verwendung finden Ag-Legg. als Münzmetall, zu Schmucksachen, Tafelgeräten usw. Da Pb-Ag-Legg. mit geringem Ag-Gehalt leichter schmelzen als Pb, werden sie im Pattinson-Verf. benutzt, um das Ag aus einer Ag-reichen Bleileg. zu gewinnen. Ag-Amalgam, meist in Mischung mit Cd- oder Sn-, auch Au- und Pt-Amalgam, dient in ausgedehntem Maße für Zahnfüllungen. Die Normung dieser Amalgame ist dringend zu wünschen und dürfte bald durchgeführt werden. Ag-Legg. mit Pt und Pd finden vereinzelt auch für Zahnersatzarbeiten Verw.

N. Gold und seine Legierungen.

Gold wird nach G. Grube und L. Nowack (Werkstoffhdb., Nichteisenmet. N 4/5) gehandelt als:

a) chem. reines mit 99.99 % Au,

b) Feingold mit 99.9 % in Form von Barren, Stangen, Bändern und Granalien,

c) Minengold, meist 99.5%ig.

Au ist außer dem Cu das einzige lebhaft gefärbte Metall. D. 19.3. Schmp. 1063°. El. Leitfähigkeit 45.1. Wärmeleitfähigkeit 0.744. H_B gegossen 25, kalt gereckt 58. K_z gegossen 14.5, hart gezogen 20—33. In dünnsten Schichten ist Au blau oder grünlich durchsichtig. Bemerkenswert ist das Vermögen des Au, sich durch Zusammenhämmern kalt verschweißen zu lassen. Die Figg. 333a und 333b zeigen z. B. nach Präparaten von C. Falck durch Kaltschweißung hergestellte Zahnfüllungen aus Schaumgoldröllchen, handverdichtet (Fig. 333b rechts im Schnitt).

Au zeigt als Edelmetall hohe chem. Widerstandskraft. Es wird nur von Cl_2 (Königswasser), Chlor- oder Bromwasser, sowie KCN bei Ggw. von O_2 angegriffen oder gelöst. Reines Feingold wird fast nur für die oben genannten Zahnfüllungen (als Samt- oder Röllchengold) sowie in der Porzellanmalerei verwendet.

Wegen seiner großen Weichheit, die einen schnellen Verschleiß bedingt, wird Au nur ganz selten in reinem Zustand verwendet. Meist benutzt man **Legierungen** mit Kupfer oder Silber, den beiden hauptsächlichen Metallen, die die Härte des Au steigern, ohne seine Geschmeidigkeit zu sehr zu beeinträchtigen. Andere Metalle werden nur zur Änderung des Farbtons zugesetzt. In-Leg. wurde vor dem Kriege das meiste Au zu Münzen[1]) verarbeitet; jetzt dient es hauptsächlich zu Schmuckgegenständen, Uhrengehäusen und Zahnersatz.

[1]) Über ihre Namengebung vgl. Der Weltmarkt **1920**. 484; Münch. Neueste Nachr. 1917, 921.

Zur Herstellung der Legg. benutzt man Graphit-, auch hessische Tiegel in Windöfen oder Gastiegelöfen, schm. zunächst das Au, trägt die andern Metalle in kleinen Stücken ein und befördert die Mischung durch Rühren mit Graphitstäben.

$v = 300$

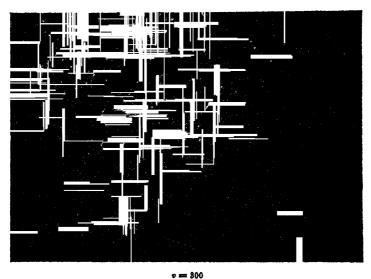



Fig. 333 a. Kalt verschweißte Goldzahnfüllung (nach einem Präparat von C. Falck, mit Königswasser geätzt). Die aus Röllchen verschweißte Füllung im Schnitt.

$v = 500$

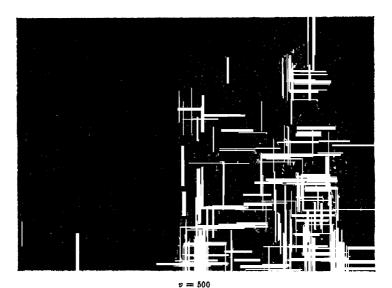



Fig. 333 b. Rechts nach Fig. 333 a auf einer andern Goldfüllung (links).

Die homogene Leg. gießt man in gußeiserne Eingüsse. Die Barren werden unter häufigem Ausglühen kalt gewalzt.

Zum Schm. von Au- und Ag-Legg. hat sich ein Tiegelofen bewährt, bei dem jeder Verlust von Au oder Ag vermieden wird. Der Schmelzofen ist von Eisenplatten eingeschlossen und mit eisernem Aschenfall versehen. Um die an den Roststäben haftenden Edelmetalle zu gewinnen, werden die Ansätze zeitweilig eingeschmolzen, wobei sich nach längerer Zeit Ag und Au zu Boden setzen.

Au, Cu und Ag müssen sehr rein sein; sehr geringe Mengen Pb, Sb, As mindern die Geschmeidigkeit. Alte Goldsachen sind vor der Verw. durch Raffinieren im Schmelztiegel oder durch Scheiden zu reinigen, weil Bi, Sn, Zn, die im Goldlot vorkommen, schädlich sind.

Die Legg. des Au mit Cu heißen r o t e, die mit Ag w e i ß e, die mit Cu und Ag g e m i s c h t e K a r a t i e r u n g. Die Goldmünzen des Deutschen Reiches und der übrigen Kulturstaaten mit Ausnahme Englands bestanden aus 900 Au und 100 Cu.

Nach dem alten deutschen Reichsmünzgesetz wurden aus 1 kg feinen Goldes 139.5 20-Markstücke oder 279 10-Markstücke oder 558 5-Markstücke geprägt. Ein 10-Markstück wog 3.982 g und enthielt 3.585 g Au und 0.397 g Cu. Ein österreichisches 10-Kronenstück wog 3.34, ein 20-Kronenstück 6.77 g.

Zur Wertbest. der Legg. ging man früher von 1 Mark = 0.5 Pfund feinen Goldes als Einheit aus, teilte diese in 24 Karat und gab bei der Feingehalts-Best. einer Leg. die Zahl der Karate feinen (reinen) Goldes an, die in 1 Mark enthalten waren. 14 karätiges Au enthält also in 1 Mark 14 Tle. Au und 10 Tle. eines anderen Metalls. Gegenwärtig wird der Feingehalt der Legg. meist nach Tausendsteln bezeichnet, d. h. man gibt an, wieviel mg in 1 g der Leg. enthalten sind (vgl. S. 268). In den meisten Ländern wird zu besseren Arbeiten 14 karätiges (583 feines) Au, auch 18 karätiges (750 feines) sog. K r o n e n g o l d verarbeitet. D u k a t e n g o l d ist 23.5 bis 23.66 karätig (979—986 fein), P i s t o l e n g o l d 21.5—21.66 karätig (895—902 fein). Für leichtere Arbeiten benutzt man 6 karätiges J o u j o u g o l d, selbst 2.5 karätiges, das meist vergoldet wird.

Die *Kupfer*-Legg. bilden in allen Verhältnissen feste Lsgg. Au wird durch reines Cu unter Ausdehnung härter, röter und leichter schmelzbar. Die nach den Atomverhältnissen Au_8Cu, Au_4Cu, Au_2Cu bereiteten Legg. geben nach gutem Mischen der geschm. Metalle völlig homogenen Guß; die den Formeln AuCu und $AuCu_8$ entsprechenden sind nur durch wiederholtes Umschm. und sorgfältiges Umrühren der geschm. Metalle homogen zu erhalten.

Durch die Unterss. von L. S t e r n e r - R a i n e r (Z. Met. 1925. **17.** 161) wurden diese eigenartigen Verhältnisse dahin aufgeklärt, daß sich bei langsamem Abkühlen bei bestimmten Konzz. die Mischkristalle unterhalb 430° zers. und die Verbb. $AuCu_3$ und AuCu bilden, die sehr spröde sind. Eine häufig hergestellte Au-Leg. mit 75 Au und 25 Cu (1 : 1 Mol) ist dafür besonders empfindlich, und langsam abgekühlte Barren daraus reißen meist schon beim ersten Walztisch auf. Durch Ausglühen mit Abschrecken in kaltem W. wird der B. der Verb. AuCu entgegengewirkt, und die Barren werden tadellos walzbar. — Die H ä r t e k u r v e der Legierungen ist nach K u r n a k o f f und Z e m ž u ž n y (Z. anorg. Ch. 1908. **60.** 1) kontinuierlich und besitzt einen ausgesprochenen Höchstwert bei 45—50 % Au. Die R e s i s t e n z g r e n z e n liegen nach G. T a m m a n n je nach dem chem. Angriff bis 50 % (= 25 At.-%) bzw. 75 % (= 50 At.-%) Au. Bei Ag-Au-Legg. ist die Einwirkungsgrenze meist bei 35.3 % (50 At.-%) Ag.

Mit *Silber* mischt sich Au in jedem Verhältnis. Die Schmp.-Kurve ist eine gerade Linie, welche die Schmpp. der beiden Metalle verbindet. Au wird durch reines Ag unter geringer Ausdehnung härter, klingender, leichter schmelzbar und verliert am wenigsten von seiner Geschmeidigkeit. Bei 2 Tln. Au und 1 Tl. Ag ist die Leg. am härtesten. Die Farbe geht durch Blaßgrüngelb bald in Weiß über. Ein geschm. Gemisch von 1 Tl. Au und 3—4 Tln. Ag spratzt bei schneller Abkühlung wie reines Ag. Beim Mischen von geschm. Ag mit wenigstens der gleichen Menge geschm. Au entweicht der von Ag absorbierte O_2 unter starkem Aufbrausen. Legg. nach den Formeln Au_2Ag, AuAg, $AuAg_2$, $AuAg_{10}$ geben nach gutem Mischen der geschm. Metalle völlig homogenen Guß. Die Härtekurve der Legg. ist nach K u r n a k o f f und Z e m ž u ž n y stetig mit einem ausgesprochenen Höchstpunkt bei 50 At.-% Au (Fig. 73, S. 49). Die Au-Ag-Legg. werden ihrer matten Farben halber weniger verwendet als die außerdem Cu enthaltenden.

Bei den meist verarbeiteten *ternären Legg.* mit Cu und Ag (gemischter Karatierung) tritt die Verb. AuCu mit steigendem Ag-Gehalt zurück. Nach

L. Sterner-Rainer ist z. B. bei Grüngold mit 75 Au, 21.4 Ag und 3.6 Cu praktisch kein Einfluß der spröden Verb. mehr zu bemerken. Die von der Cu-Seite herrührende Mischungslücke der Mischkristallreihe erstreckt sich nur bis etwa 36.6 % (= 24 At.-%) Au, so daß die meisten der verwendeten Legg. in das Gebiet der ternären Mischkristallreihe fallen.

Häufigere Legg. sind nach G. Grube und L. Nowack: 62.5 Au, 37.5 Cu. 25 Au, 25 Ag, 50 Pt. 50 Au, 50 Cu, hochrot. 58.3 Au, 8.2 Ag, 33.5 Cu, rot. 58.3 Au, 25 Ag, 16.7 Cu, grün, für Schmucksachen. — 60—90 Au, 40—10 Pd, weiß. 80 Au, 20 Pd, für Uhrenteile, die unmagn. sein sollen. 37.5 Au, 23 Ag, 12.5 Pd, 27.0 Cu, für Zapfenlager. — 89 Au, 11 Pt, für chem. Geräte. — 75 Au, 15 Ni, 10 Zn, Weißgold.

D. von Weißgold-Legg. mit Ni als entfärbendem Zusatz nach F. Michel:

% Au	84	82	80	75	73	59	41.7	38
D.	15.975	15.668	15.210	14.891	14.302	12.845	11.367	10.047 '

mit hauptsächlich Pd-Zusatz:

% Au	80	76	58.5
D.	17.443 (16.148 bei weniger Pd)	16.725	15.105

Kennt man (auch sonst bei Edelmetall-Legg.) die Karatierung (rot, gelbrot, gelb usw.), so kann man mit Hilfe der D. den Gehalt an Au ziemlich genau ermitteln. (Weitere Angaben bei F. Michel.)

Größere Mengen von Edelmetallen, besonders Au, dienen für Doubléwaren. Diese haben meist auf einem Kern aus Bronze oder Tombak eine dünne Auflage von Au oder einer hochproz. Au-Leg. Manchmal ist der Kern Ag oder eine Ag-Leg. oder eine Au-Leg. mit Pt-Auflage.

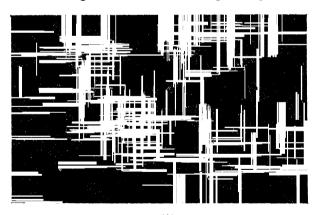
Doublé wird gewonnen, indem ein Block der Kernleg. mit einem gleich großen Edelmetallblech auf Rotglut erhitzt und dann unter einer hydraulischen Presse verschweißt wird. Rohre oder Drähte werden außen in ähnlicher Weise mit Edelmetall überzogen und dann auf die gewünschten Abmessungen ausgewalzt oder ausgezogen.

$v = 100$

Fig. 834. 18karätiger Goldguß mit vollkommen homogenen Mischkristallen nach dem Verfahren von R. Oettinger (mit Königswasser geätzt).

Früher war die Erzeugung der ebenso gewonnenen Leonischen Drähte eine große.

Das Schrifttum über Au- und Edelmetallegg. für Zahnersatz ist im Laufe der letzten Jahre sehr angewachsen, denn besonders bei der Herst. von Goldguß hat man die Bedeutung der Homogenisierung der Mischkristalle erkannt (s. K. Falck, R. Oettinger, Zahnärztl. Rdsch. 1928. **37**. Nr. 7—9). Durch das von R. Oet-

tinger erfundene Gußverf. gelingt es — ohne besondere nachträgliche Warmbehandlung —, bei geeigneter Karatierung homogene Goldgüsse herzustellen.

Vgl. weiter, namentlich auch über Härte und Festigkeit der Legg., L. Sterner-Rainer (Z. Met. 1925. **17**. 161; 1926. **18**. 144; 1927. **19**. 149, 245; Z. Stematol. 1928. **26**. H. 4); R. Oettinger (Zahnärztl. Rdsch. 1927. **36**. Nr. 52); Wannenmacher (Z. zahnärztl. Mat. 1925. **1**. H. 1 u. 2; Zahnärztl. Rdsch. 1927. **36**. Nr. 43, 44); K. Falck (Z. zahnärztl. Mat. 1926. **2**. H. 1 u. 2).

$v = 50$

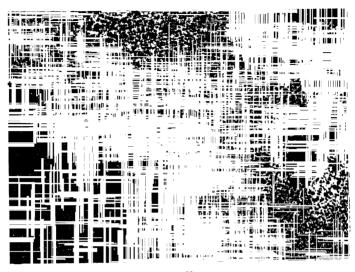



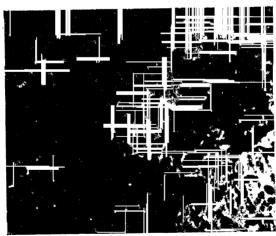
Fig. 335. Inhomogene Mischkristalle bei 18 karätigem Goldguß nach dem alten Verfahren des atmosphärischen Preßgusses (mit Königswasser geätzt).

$v = 100$

Fig. 336. Inhomogene Mischkristalle bei 18 karätigem Goldguß nach dem alten Schleudergußverfahren (mit Königswasser geätzt).

Fig. 334 zeigt z. B. eine 18 karätige Goldgußprobe nach dem Verf. von R. Oettinger, in der die Mischkristalle durch geeignete Abkühlungsbedingungen vollkommen homogenisiert sind. Bei Goldguß nach dem alten Verf. des atmosphärischen Preßgusses erkennt man in den einzelnen Mischkristallkörnern noch die auf Inhomogenität deutenden Dendritenbildungen, wie sie z. B. die Figg. 335 und 336 (bei

derselben Karatierung wie Fig. 334) zeigen. Die volle chem. Widerstandskraft erhalt die Mischkristalle nur, wenn sie homogen sind, wie u. a. besonders die Forschung von G. Tammann gezeigt haben. Bei Au-Legg. für Zahnersatz ist die Hom genität wegen möglicher Verfärbung im Munde wichtig.

Wichtig erscheint eine Normung der Au-Legg. nicht nur für Gußzwecke b Zahnersatz, sondern auch für Arbeiten, die aus Blech und Draht ausgeführt werde Die Zahl der von den verschiedenen Scheideanstalten in den Handel gebrachte Au-Legg. ist noch viel zu groß, und eine gewisse Einheitlichkeit wäre durchaus nöti Für Goldguß wären zweckmäßig nur 20karätige Au-Legg. mit reichem Ag-Gehal gegebenenfalls auch unter Zusatz von Pt zu verwenden.

Um einen Überblick zu geben, sind nachstehend einige Legg. einer einzigen Scheideanstal (Th. Wieland, Pforzheim) aufgeführt:

Nr.	Bezeichnung (die erste Zahl = Karat)	Pt-Metalle	Schmp. t^0	Eigenschaften
1	22 Kronen-Au; gelb, rötlich, rot	—	1035, 960, 940	Zäh, schmiegs., mit steigend. Cu härte
2	22 Kronen-Au mit Pt .	ja	1045	Schön gelb, härter als 1.
3	22 Gußgold mit Pt . .	ja	1040	Dünnfl., hart, zeigt geringeres L_{sch}
4	22 Gußeinlage-Au . . .	ja	1010	Wie 3, weicher, gut polierbar
5	20 Kronen-Au; gelb, rötlich, rot	—	950, 910, 905	Wie 1, etwas härter und röter
6	20 Guß-Au	—	910	Hart wie 3, dünnfl., geringes L_{sch}
7	20 Gußeinlage-Au . . .	—	915	Etwa wie 6, weicher, gut anpolierbar
8	18 Zahn-Au mit Pt . .	ja	965	Schön gelb, gut prägbar, große H_B u. E
9	18 Zahn- und Guß-Au .	—	880	Härter als 20 und 22, fest, gut prägbar
10	18 Stahlgold Nr. 8 . . .	ja	965	Auch ausgeglüht hart und federnd
11	20 Stahlgold Nr. 2 . . .	sehr viele	1040	Abgeschreckt weich, langsam abgekühlt hart, blaßgelb, wie 14, gering. Endhärte
12	18 Janusgußzahn-Au . .	viele	970	Schön gelb, dünnfl., langsam abgekühlt gute Härte und Federkraft
13	18 Janusgußklammer-Au	„	910	Wie 12, aber matter, sehr hart u. federnd
14	18 Janus-Au II . . .	sehr viele	975	Härtbar; abgeschreckt weich, langsam abgekühlt sehr hart
15	18 Janus-Au III . . .	„	950	Wie 14, äußerste Härte
16	20 Bandmetall	viele	1025	Schmiegsam, keine Nachdehnung, sehr große Festigkeit
17	20 Weißgold, edelfein Nr. 20	sehr viele	1225	Reine Farbe, schmiegsam, gut polierbar
18	$21^1/_2$ Gußweiß-Au Nr. 9010	—	990	Reine Farbe, gut schmelzbar, hart, kleines L_{sch}

Als *Normallote* werden angegeben:

gute Qualität	62.5 Au,	22.5 Ag,	15 Cu
mittlere Qualität . . .	50.0 „	30.0 „	20 „
geringe Qualität . . .	42.5 „	32.5 „	25 „

Ferner findet man häufig Au-Lote mit Zusätzen von Cd oder Zn. Wesentlich ist, daß die Farbe des Lots mit derjenigen der zu lötenden Teile übereinstimmt, und daß sein Schmp. niedriger liegt als derjenige der letzteren. Wenn mehrere Lötungen nacheinander vorgenommen werden sollen, muß man der richtigen Stufenfolge der Schmpp. der Lote Rechnung tragen. Für besonders feine Lötarbeiten sind die Drahtlote nach R. Oettinger (z. B. hergestellt von der Deutschen Gold- und Silberscheideanstalt in Pforzheim) allen anderen, namentlich selbst bereiteten Loten, vorzuziehen, insbesondere für zahnärztliche Arbeiten. (Über weitere Goldlote s. die alphabetische Übersicht.)

Goldlote.

Nr.	Bezeichnung (die erste Zahl = Karat)	Schmp. t°	Eigenschaften und Verwendung
1	20 Goldlot	795	leichtfl., rötlich oder gelb
2	18 Goldlot, weich . . .	780	„ „ „ „
3	18 Goldlot, extra weich .	730	sehr leichtfl., zum Ausschwemmen und Rep.
4	18 Januslot	750	Farbe ähnlich Janusgold, sehr leichtfl.
5	16 Goldlot	760	nur für Lötungen 16 karät. Au-Legg.
6	$21^1/_2$ Weißgoldlot E . .	990	schön weiß; feste und mundbeständige Lötung; nur für „edelfeines Weiß-Au“
7	18 Weißgoldlot G . . .	880	ebenso mundbeständig, für Weißgold Nr. 9010

Die metallkundliche Unters. von Lötstellen hat wesentliche Aufklärungen über die Güte der Lötungen gebracht. Wenn das Lot durch Diffusion in die zu verlötenden Metalle oder Legg. eindringt, wird die festeste Lötung erreicht. Manchmal findet die Diffusion an den Korngrenzen schneller statt, wie M. v. Schwarz (Intern. Z. Met. 1915. 7. 163) zuerst gezeigt hat. Beispiele von Hartlötungen des Gußgoldes geben die Figg. 337 a—c nach Präparaten von R. Oettinger. Fig. 337 a läßt

$v = 150$

Figg. 337 a—c, Hartlötungen von Gußgold (Präparate von R. Oettinger, mit Königswasser geätzt). Fig. 337 a. 20 karät. Gußgold mit 20 karät. Goldlot; Diffusion zwischen Lot und Metall.

eine dicke Lötnaht in 20-karätigem Gußgold mit beginnender Diffusion des 20-karätigen Goldlots erkennen. Eine hervorragend gute Lötung ist in Fig. 337 b im Schliff dargestellt; es ist fast keine Trennungsfuge zwischen dem Goldguß (links) und dem Goldlot (rechts) mehr zu erkennen. Ebenfalls eine vorzügliche Diffusion zeigt die Lötung von 18-karätigem Gußgold mit 18-karätigem Goldlot in Fig. 337 c.

Nürnberger Gold besteht aus 5.5 Au, 5.5 Ag und 89 Cu, in neuerer Zeit aus Al-Bronze mit bis 2.5 % Au. Das japanische Shakdo ist eine Au-Cu-Leg. mit 1—10 % Au und oft etwas Sb, mit dunkelblauschwarzer, künstlich hergestellter Oberflächenfarbe. Das Federgold ist als Draht oder Blech so hart und elastisch, daß man daraus Federn machen kann, die den stählernen wenig nachgeben. Es besteht aus 66.5 Au, 11.2 Ag und 22.3 Cu. Sehr dehnbare, geschmeidige Legg., die sich gut zu Draht ausziehen lassen, enthalten Cadmium; z. B. 75 Au, 16.6 Ag, 8.4 Cd (grün); 75 Au, 12.5 Ag, 12.5 Cd (gelblich grün); 74.6 Au, 11.4 Ag, 9.7 Cu, 4.3 Cd. Diese Legg. kann man auch zum Plattieren benutzen.

Bei folgenden Au-Legg. kommt wesentlich ihre Farbe in Betracht: Grünes Gold besteht aus 2—6 Tln. Au, 1 Ag; oder 75 Tln. Au, 16.6 Ag; oder 75 Au, 12.5 Ag, 12.5 Cd; oder 74.6 Au, 11.4 Ag, 9.7 Cu, 4.3 Cd; blaßgelbes aus 1 Tl. Au, 2 Ag;

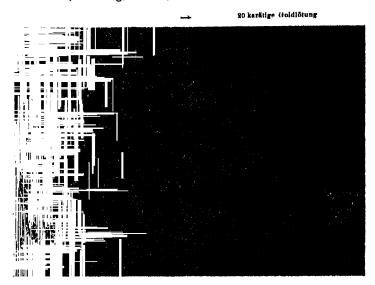



Fig. 337b. Lötung wie in Fig. 337a mit hervorragender Diffusion.

hochgelbes aus 4 Tln. Au, 3 Ag, 1 Cu; oder 14,7 Au, 0,7 Ag, 0,6 Cu; rotes aus 3 Au, 1 Ag, 1 Cu; oder 10 Au, 1 Ag, 4 Cu (blaßrot); 1 Au, 1 Cu oder 1 Au, 2 Cu

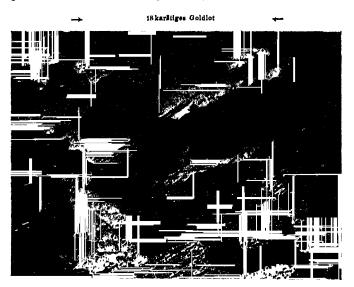



Fig. 337c. 18 karät. Gußgold mit 18 karät. Lot; vorzügliche Diffusion.

(hochrot); graues aus 30 Au, 3 Ag, 2 Stahlfeilspänen; oder 4 Au, 1 Stahl; oder 29 Au, 11 Ag, bei höherem Zusatz von Fe blaue Farbentöne; blaues Gold aus 1—2 Au, 1 Ag und 1 Fe.

O. Platinmetalle und ihre Legierungen.

Platin wird wegen seiner Schwerschmelzbarkeit und seiner großen Widerstandsfähigkeit gegen chem. Einflüsse in den Laboratorien und in der Industrie benutzt. Es ist aber wenig härter als Au und dem Verschleiß stark unterworfen. Zur Steigerung seiner Härte ohne Beeinträchtigung der anderen wertvollen Eigenschaften eignen sich nur Metalle der Platingruppe, besonders Iridium, das auch die chem. Widerstandsfähigkeit steigert. Zur Anfertigung von Normalmaßstäben benutzte Deville eine Leg. aus 89.44 Pt, 10.37 Ir, 0.06 Rh, 0.006 Fe und 0.13 Cu. Bei Legg. mit Ir oder Rhodium wird die Grenze der Verarbeitbarkeit erst bei 40 % der Zusatzmetalle erreicht. Geringe Mengen Ir beeinflussen die Eigenschaften des Pt weit stärker als Rh, und 1 Tl. Osmium ersetzt wieder 2.5 Ir. Nach Zimmermann und Baker (Am. P. 1055 119) sind die Legg. mit 10 % Os noch gut verarbeitbar. Pt mit 2 % Os eignet sich für Schmucksachen, solches mit 6—10 % an Stelle von Pt mit 15—25 % Ir für el. Kontakte. Der el. Widerstand der Os-Leg. ist erheblich größer als der einer Pt-Ir-Leg. von gleicher prozentischer Zus. Sie besitzt große Härte und Zugfestigkeit und kann zu feinsten Drähten gezogen werden, ist ferner sehr säurebeständig. Man benutzt Pt-Ir- und Pt-Rh-Legg. auch für Thermoelemente zur el. Messung hoher Tempp. mit dem Pyrometer von Le Chatelier.

Gold-Legg. (vgl. S 264) mit mehr als 30 % Pt sind härter als Au und sehr elastisch, mit mehr als 40 % Pt nicht mehr zu verarbeiten. In letzter Zeit finden Pt und Pt-Metalle als Zusätze zu zahnärztlichen Au-Legg. in steigendem Maße Anw. Besonders gerühmt wird die Härte und Federkraft dieser Legg. Au-Legg. mit 10 % Pt sind hellgelb, mit 30 % nur schwach gelblich. Silber wird durch mehr als 30 % Pt härter; mit 57 % Pt ist die Leg. nicht mehr walzbar. Pt-Ag- und Pt-Ag-Cu-Legg. werden zu Schmucksachen verarbeitet. Platinor ist eine goldfarbige unveränderliche Leg. aus 18 Pt, 10 Ag, 55 Cu, 9 Ni und 6 Zn. Eine Leg. für el. App. (Am. P. 937 284 und 937 285, 1909) besteht aus 67.5—70 Au, 25 Ag und 7.5—5 Pt. Zu Schreibfedern benutzt man eine Leg. aus 1 Tl. Cu, 4 Pt, 3 Ag. Die Federn erhalten eine Spitze aus sehr harter Os-Ir-Leg.

Platinbronzen aus Ni, Sn, Pt, unter Umständen auch Cu, Zn, Ag, dienen zu Bestecken, Schmuckgegenständen. Teleskoprohre fertigt man aus Bronze mit 14.3 Tln. Pt, 14.3 Sn und 71.4 Ni. Die Farbe des Cu wird durch 4 % Pt rosenrot, durch mehr Pt goldgelb. Diese Farbe ist viel dauerhafter als die des Tombaks. Zu Metallspiegeln für optische Instrumente benutzt man Legg. aus 31.3—69.7 Tln. Pt und 69.7—31.3 Cu, denen zur Erhöhung der Gießbarkeit etwa 1 % Zn zugesetzt wird. Sie sind politurfähiger und beständiger als Bronzespiegel. Für Uhrenteile braucht man Legg. mit der Härte und Elastizität des Stahls, großer Dehnbarkeit und geringem Ausdehnungskoeffizienten, die weder magn. noch oxydierbar sein dürfen. Zu Achsenlagern benutzt man eine Leg. aus 33.9 Au, 20.6 Ag, 11.6 Pd und 33.9 Cu, die geringere Reibung verursacht als Rubine.

Legg. von Ostermann und Prip (D.R.P. 44 473) 1—4 und Paillard (D.R.P. 38 445) 5—7:

	Pt	Rh	Pd	Au	Ag	Cu	Ni	Cd	Co	Zn
1.	62.75	—	—	—	—	18.00	18.00	1.25	—	—
2.	62.75	—	—	—	—	16.20	18.00	1.25	—	1.80
3.	62.75	—	—	—	—	16.20	16.50	1.25	1.50	1.80
4.	54.32	—	—	—	—	16.00	24.70	1.25	1.96	1.77
5.	0.50	1.0	72	1.5	6.5	18.50	—	—	—	—
6.	0.50	—	72	—	7.0	18.50	2.00	—	—	—
7.	—	—	70	—	4.0	25.00	1.00	—	—	—

P. Gesetzliche Bestimmungen.

Schon im 13. Jahrh. wurden zur Verhütung von Betrug, auch im fiskalischen Interesse (Gebührenerhebung bei der Stempelung) die Verarbeitung edler Metalle und deren Verkauf gesetzlich geregelt. In Deutschland fand solche Regelung durch die Reichspolizeiverordnung von 1577 und durch Reichsgesetz von 1667, später durch Landesgesetze statt. Nach dem deutschen Reichsgesetz vom 16. Juli 1884 (seit 1. Jan. 1888 in Kraft) dürfen Gold- und Silberwaren zu jedem Feingehalt angefertigt und feilgehalten werden, jedoch ist auf Geräten und Uhrgehäusen von Gold nur eine Angabe in 585 oder mehr, auf Silber in 800 oder mehr zulässig. Als Fehlergrenze (Remedium) sind zugelassen bei Gold 5, bei Silber 8 Tausendteile. Vorbehaltlich dieser Abweichung muß der Gegenstand im ganzen und mit der Lötung eingeschmolzen den angegebenen Feingehalt haben. Schmucksachen aus Gold oder Silber dürfen in jedem Feingehalt (aber nicht mit Anwendung des für Geräte bestimmten Stempelzeichens) gestempelt werden. Der Feingehalt ist in Tausendteilen anzugeben. Die Fehlergrenze darf 10 Tausendteile nicht überschreiten, wenn der Gegenstand im ganzen eingeschmolzen wird. Auf mit anderen metallischen Stoffen ausgefüllten Gold- und Silberwaren darf der Feingehalt nicht angegeben werden, ebenso nicht auf solchen, mit denen aus anderen Metallen bestehende Verstärkungsvorrichtungen metallisch verbunden sind. Bei Ermittlung des Feingehalts bleiben alle von dem zu verstempelnden Metall verschiedenen, äußerlich als solche erkennbaren Metalle außer Betracht, die zur Verzierung der Waren dienen, zur Herstellung mech. Vorrichtungen erforderlich sind oder als Verstärkungsvorrichtungen ohne metallische Verbindung sich darstellen. Eingeführte Waren, deren Feingehalt durch eine diesem Gesetz nicht entsprechende Bezeichnung angegeben ist, dürfen nur dann feilgehalten werden, wenn sie außerdem mit einem Stempelzeichen nach Maßgabe des Gesetzes versehen sind. Zur Bezeichnung des Feingehalts auf goldenen oder silbernen Geräten muß das vom Fabrikanten anzubringende Stempelzeichen enthalten: die Reichskrone, das Sonnenzeichen ○ für Gold, und das Mondsichelzeichen ☽ für Silber, die Angabe des Feingehalts in Tausendteilen, die Firma oder eingetragene Schutzmarke des Geschäfts, für das die Stempelung bewirkt ist. Die Krone muß bei Goldgeräten in dem Sonnenzeichen, bei Silbergeräten rechts neben dem Mondsichelzeichen stehen. Für die Richtigkeit des angegebenen Feinheitsgehalts haftet der Verkäufer der Ware. In Österreich-Ungarn müssen nach dem Gesetz vom 19. August 1865 die Waren den Stempel des Fabrikanten besitzen und an die Punzierungsämter zur Unters. des Feingehalts eingeliefert werden. Instrumente, mit Schmelz vollständig überzogene Waren, Fassungen von Steinen und Perlen, Geräte von sehr geringem Gewicht, eingeführte, mit dem Probezeichen einer öffentlichen Behörde versehene Barren unterliegen nicht der Kontrolle. Gesetzlich festgestellt ist für inländische Goldgeräte ein Feingehalt von 580, 750, 840 und 920, für inländische Silbergeräte ein Feingehalt von 750, 800, 900 und 950. Ausländische Gold- und Silbergeräte und die zur Ausfuhr bestimmten unpunzierten Geräte müssen mindestens den niedrigsten dieser Feingehaltsgrade besitzen. Für Silberdraht wird mindestens ein Feingehalt von 985, für Golddraht 997 verlangt.

Vgl. das Reichsgesetz über den Feingehalt, mit Erläuterungen (Schwäbisch-Gmünd 1888); Bödiker, Die gesetzliche Regelung des Feingehalts der Gold- und Silberwaren (Leipzig 1886); Bürner, Der Feingehalt der Gold- und Silberwaren (Weimar 1896); Horžetzky, Die Feingehaltskontrolle der Staaten Europas (Wien 1903).

Das Reichsgesetz vom 25. Juni 1887, betr. den Verkehr mit zink- und bleihaltigen Gegenständen (in Kraft getreten 1. Okt. 1888) bestimmt: Eß-, Trink- und Kochgeschirre wie auch Flüssigkeitsmaße dürfen nicht ganz oder teilweise aus Blei oder einer in 100 Tln. mehr als 10 Tle. Pb enthaltenden Leg. hergestellt und dürfen nicht mit einer in 100 Tln. mehr als 1 Tl. Pb enthaltenden Leg. verzinnt und nicht mit einer in 100 Tln. mehr als 10 Tle. Pb enthaltenden Leg. gelötet werden. Auf Geschirre und Flüssigkeitsmaße aus Pb-freiem Britanniametall findet die Bestimmung betreffs des Lotes keine Anwendung. Zur Herst. von Druckvorrichtungen zum Ausschank von Bier, sowie von Siphons für CO_2-haltige Getränke und von Metallteilen für Kindersaugflaschen dürfen nur Metallegg. verwendet werden, die in 100 Tln. nicht mehr als 1 Tl. Pb enthalten. Geschirre und Gefäße zur Verfertigung von Getränken und Fruchtsäften müssen in denjenigen Teilen, die bei dem bestimmungsgemäßen oder vorauszusehenden Gebrauch mit dem Inhalt in unmittelbare Berührung kommen, obigen Bestimmungen entsprechend hergestellt werden. Zur Aufbewahrung von Getränken dürfen Gefäße nicht verwendet werden, in denen sich Rückstände von bleihaltigem Schrot befinden. Zur Verpackung von Schnupf-, Kautabak und Käse dürfen Metallfolien nicht verwendet werden, die in 100 Tln. mehr als 1 Tl. Pb enthalten.

III. Alphabetische Übersicht über die wichtigsten Legierungen.

Wenn sich eine Leg. aus zwei oder mehr Metallen zusammensetzt und nach diesen benannt ist, wird sie bei dem im Alphabete früher kommenden Metall angegeben. Legg., die mehrere Bezeichnungen haben, werden beim gebräuchlichsten Namen näher beschrieben; beim weniger bekannten Namen wird auf den ersten verwiesen. — Die Zus. ist in Hundertteilen, meist auf 1/10 % genau angegeben. Darauf folgen Farbe, D., Schmp., die übrigen phys. Eigenschaften[1]) und das chem. Verhalten. — Bei der Herst. der Legg. gilt das Verschmelzen der Metalle als Regel; nur dort, wo es auch noch andere Möglichkeiten gibt, kommt für erstere die Abkürzung V. d. M. zur Anw. — Der Reihe nach ist schlagwortartig der Verw. gedacht und meist zum Schlusse in Klammern die Literatur angegeben, aus der die Zus. entnommen wurde. Dabei bedeutet: G. B. = G. Buchner, Hilfsbuch für Metalltechniker (Berlin 1923); K. = E. W. Kaiser, Zus. der gebräuchlichen Metallegg., S. A. aus Met. 1911. 8. 257, 296; Kr. = A. Krupp, Die Legierungen (3. Aufl., Wien 1909); L.-B. = Ledebur, Die Legierungen in ihrer Anwendung für gewerbliche Zwecke (5. Aufl. von O. Bauer, Berlin 1924); R. = F. Regelsberger, Leichtmetalle (Leipzig 1925); Rss. = P. Reinglass, Chem. Technologie der Legg. (2. Aufl., Leipzig 1926).

Aalener Zinkleg. 51.4 Zn, 21.6 Pb, 20.5 Sn, 3.5 Cu, 3 Sb (Haßler).

Aciarel. Al, Fe (Öst. Wchschr. öffentl. Baudienst·**1918**. 103).

Acidur. Fe, Si, C; säurebeständig; für chem. App., soll Ton und Porzellan ersetzen. (E. Golz, Ch. App. 1917. **4**. 145, 169; Z. angew. Ch. 1918. **31**. 315.)

Acieral. 92—97 Al, Rest Ag, Co, Ni und W; weiß; D. 2.82; Schmp. ∾ 740; gieß-, walz- und hämmerbar (kalt und warm); gegen Säuren, außer HCl gut beständig; Leichtlegg. nach De Montbys, Franz. P. 473412 (R. 106).

Adams (Mc) Argental. 60 Al, 20 Zn, 16,5 Ag, 5 Cu. Am. P. 1076137; weiß; kalt gut zu bearbeiten für Schmuck und Gebrauchsgegenstände (R. 82).

— I. 82 Al, 12 Cu, 5 Cd, 1 Ag; II. 74.1 Al, 14.8 Ag, 7.4 Cu, 3.7 Zn (Am. P. 1121268) gut walzbar; III. 78.1 Al, 7.8 Cd, 4.7 Ag, 2.3 Ti (Engl. P. 4779/1914); IV. 81.3 Al, 13.8 Cu, 4.1 Zn, 0.8 Ag und V. 79.3 Al, 14.3 Cu, 4.0 Zn, 2.4 Sb (Am. P. 1121267); VI. 70 Al, 22 Zn, 3 Cu, 3 Sb (Am. P. 1095653); VII. 80.3 Al, 13.6 Cu, 4.1 Zn, 1.2 Sb, 0.8 Ag (Am. P. 1247977), (R. 82, 103, 126); weiß; zu Hähnen und Armaturen für Quell- und Seewasser (Am. P. von 1915).

Admiralitätsleg. s. Marinemessing.

Admiro. Patentierte silberweiße Spezial-Ni-Leg. der Allg. Deutsch. Metallw., Oberschöneweide aus Cu + Zn mit 16 % (I) oder 20 % (II) veredelnden Zusätzen (Al, Fe, Mn, Ni). — S. a. Admosbronze. — I. Admiro 1 D. 8.3; L_{sch} 1.8. Gegossen: K_z 45—55, φ 46—20, H_B 110—130, Biegewinkel 80—140°; Gepreßt: K_z 50—60, φ 40—25, H_B 150—170, Biegewinkel 160—180°. —

Bei t°	16	100	200	300	400	500
σ_f	34.5	35.4	35.2	30.9	20.3	9.9
K_z	59.6	57.8	49.9	34.2	22.1	10.3
φ (l = 10d)	23.3	20.6	12.4	3.1	4.2	6.7

II. Admiro 5. D. 8.3; L_{sch} 1.8. Gegossen: K_z 60—80, φ 18—5, H_B 150—170, Biegewinkel 30—60°; gepreßt: K_z 65—80, φ 20—8, H_B 170—200, Biegewinkel 150—180°; bei Biegungsschwingungen zulässige Spannung 10,5 kg/mm²; E 11170; Verdrehschwingungen zulässige Spannung 5.25 kg/mm².

[1]) Abkürzungen: K_B = Biege-, K_D = Druck-, K_z oder σ_B = Zerreiß- oder Bruch-, $K_{verd.}$ = Verdrehungs- oder Torsionsfestigkeit; E = Elastizitätsmodul; G = Gleitmodul; σ_s oder σ_f = Streck- oder Fließgrenze; σ_E = Elastizitätsgrenze; H_B = Brinellhärtezahl; alle in kg/mm²; A = Arbeitsvermögen bei der Kerbschlagprobe in mkg/cm²; B_z = Biegezahl nach E. Heyn; φ = Bruchdehnung; ψ = Querzusammenziehung (Kontraktion) in %; H_S = Shores Härtegrade U.H. (Universalhammer); L_{sch} = Längenschwindmaß in %.

Bei t^0	20	100	200	300	400	500	550
φ_f	46.6	40.6	41.3	—	—	—	—
K_z	67.0	54.8	46.1	40.6	23.8	14.7	10.5
φ (l = 10 d)	26.9	11.3	3.0	—	—	3.0	14.6

(Warmfestigkeit nach Verss. der Staatl. Materialprüfungsanstalt Chemnitz.)

Admosbronze. Cu, Sn und Zusätze von Rübelbronze; gelb; D. 8.0, Schmp. ∾ 950; I. zu Röhren gewalzt: K_z ∾ 40, σ_f ∾ 18, φ ∾ 35; II. gepreßt bzw. zu Stangen gezogen: K_z 65, φ 18—20; gegen saures oder alkal. W. widerstandsfähiger als Zinnbronze; leicht zu bearbeiten; hauptsächlich für Kondensatorrohre und im Schiffbau. (Allg. Deutsch. Metallwerk, Oberschöneweide.) (s. a. Admiro, Admosmetall, Rübelbronze, Topal- und Turbospezialbronze.)

— Marke DG. Cu mit 16% veredelnden Zusätzen von Ni, Sn und etwas Zn. D 8.4; goldgelb; $L_{sch.}$ = 1.0. Gegossen: K_z 18—28, φ 25—15, H_B 70—80; Biegewinkel 25—25°;

bei t^0	16	100	200	300	400	500
σ_f	16.3	15.9	17.7	13.2	—	—
K_z	24.8	24.8	27.5	17.13	12.3	10.5
φ (l = 10 d)	8.67	5.89	10.35	4.45	1.67	1.45

Admosmetall. Ähnlich Admosbronze. D. 8.3, halbheller Bronzeton; $L_{sch.}$ 1.4. Gegossen: K_z 40—50, φ 35—20, H_B 80—90, Biegewinkel 150—180°; gepreßt: K_z 50—60, φ 35—20, H_B 90—120, Biegewinkel 160—180°. (Allgem. Deutsch. Metallw. Oberschöneweide.)

Aerolit. Al-Kolbenleg. (D. Metw. I. **1926**. 93.)

Aerometall. Al-Mg-Leichtlegg. (D. Metw. I. **1926**. 93.)

Aeromin. Al-Mg-Leichtlegg. (D. Metw. I. **1926**. 93.)

Aeron. Veredelbare Al-Leichtleg.; ähnlich Skleron und Duralumin. 94.5 Al, 4 Cu, 1 Si, 0.5 Fe.

Aeterna. Sondermessing. J. J. Schneider. F. A. 104. Marke WF 26 mit 5 Al, 5 Fe, 4 Mn, Rest Cu + Zn.

Aichmetall. 55—60 Cu, 38—42 Zn, 1.6—4.6 Fe; z. B. 60.2 Cu, 38.4 Zn, 1.8 Fe; gelb; D. ∾ 8.2; Schmp. ∾ 900; hart; zäh und elastisch, K_z 25—70; gut an der Luft und gegen Seewasser haltbar; V. d. M., Fe zuerst mit Zn vorlegiert; zu hydraulischen Preßzylindern, Schiffsbeschlägen, Propellern und Achslagern. (Kr. nach Gén. ind., **1861**. 126.)

Ajaxmetall. 81.3 Cu, 11 Sn, 7.3 Pb, 0.4 P; für Lager. (Rss.)

Ajaxplastikbronze. 77 Cu, 11.5 Sn, 11.5 Pb; für Lager. (Rss.)

Akrit. D. 9.0; Deutsches Schnellschnittmaterial wie Stellit u. a. (Z. Met. 1924. **16**. 387)

Albionmetall. Bleiblech mit aufgewalzter Zinnschicht. (G. B. 30.)

Alboid. Versilbertes Britanniametall.

Alcine. 66.7 Al, 33.3 Zn.

Alcumite s. Alkumit.

Aldal. Franz. Duralumin; Al mit 3.4 Cu, 0.42 Mg, 0.41 Mn; weiß; Schmp. ∾ 650; σ_f 24.5; φ 25; H_B 96. (Korr. **1927**. 24.)

Aldur s. Aludur.

A-Leg. 77 Al, 20 Zn, 3 Cu; D ∾ 3; Schmp. 650; schmied- und walzbar; σ_f = 19.5—42.5. K_z = 35.0—52.0. φ = 28—11. Für Leichtmetallkolben 72 Al, 25 Zn, 3 Cu (II. Ber. d. Alloys Research Committee, Brit. Inst. Mech. Eng.; Engg. **1922**. 599; St. E. 1922. **42**. 1883; Z. Met. 1922. **14**. 371. S. a. N.P.L.-Leg.

Alfenide s. Neusilber.

Alferine (Alferium). Franz. Nachahmung des Duralumins (D. Metw. I. **1926**. 93; Z. Met. 1925. **17**. 300).

Alferon. 21.03 Cr, 16.94 Ni, 0.63 C, Rest Fe; hoch hitzebeständiger Guß für Glühtöpfe, Einsatzkästen, Roststäbe u. ä. (von Meier & Weichelt, Leipzig).

Algerisches Metall. 94.5 Sn, 5 Cu, 0.5 Sb; weiß; D. ∾ 7.4; Schmp. ∾ 250; nimmt schöne Politur an; zu Gebrauchsgegenständen (Teekannen, Löffeln usw.). (Kr.)

Algun. Hauptsächlich Al; weiß; Leichtmetall.

Alkumit. Al-Bronze mit Fe, Mn und Ni; gelb; Schmp. ∾ 840; gegossen K_z 54, φ 30, H_B 130; warm gewalzt K_z 78, φ 10, H_B 195; gut säurebeständig, schmied-, walz-, zieh- und schweißbar. (Am. Mach. 1926. **64**. II. 61, 489; Korr. **1926**. 111; C. Hütt. **1926**. 249, 346.)

Allansbronze. 66 Cu, 25 Pb, 9 Sn; für Lager. (Rss.)

Allot. Al-Lot nach O. Kuhn, das mit der Benzinlötlampe oder dem Bunsenbrenner Al direkt mit Al, Cu, Messing, Eisen und Stahl zu verlöten gestattet. (Weltmarkt 1921. Nr. **9**. 111.)

Alloy. Rostfreier Stahl der Driver Harris Co. mit 30.0 Ni, 2.0 Cr, Rest Fe.

Almelec. Hartaluminium mit 0.75 Mg, 0.6 Si, 0.5 Fe für künstlich gealterte Drähte zu el. Leitungen. Die Kokillenblöcke werden warm verwalzt, dann gezogen: der Draht wird 1/4 st auf 560° erhitzt, in W. abgeschreckt, 4 st bei 175° in Öl angelassen, nochmals gezogen und endlich 6 st auf 165° erhitzt. K_z 35; φ 6—8; D. 2.7; el. Leitfähigkeit 31—32; Wärmeausdehnungskoeffizient 23×10^{-6}. (Franz. P. von 1922; Al. **1927**. H. 12. 9.)

Alneon (früher Strasserleg.). Selbstveredelnde Al-Gußleg. mit sehr hoher E-Grenze (s. S. 205). Eine Abart ist Alufont.

Alpaka s. Neusilber.

Alpax. Auslandsbezeichnung für Silumin.

Alsimin. 48—50 Al, 33—35 Si, 10—13 Fe, 2—3 Ti, 0.5—1 C; Ersatz für Rein-Al zum Desoxd. von Stahlschmelzen; ist 30—40 % billiger. (El. Werk Lonza A. G., Basel.)

Aludur. Vergütbare Al-Leichtleg. — Nr. 533 mit nur sehr geringen Legierungszusätzen, sozusagen nur ein veredeltes Al (früher auch Hartaluminium genannt); z. B. mit 0.7—0.8 Si, 0.4—0.6 Fe, 0.02—0.05 Cu, 0.01—0.04 Zn, 0.2—0.7 Mg; D ∾ 2.7; Schmp. 650; K_z = 27—30 (vergütet); el. Leitfähigkeit 32—33; H_B = 38, vergütet = ∾ 100; für Freileitungen. — Nr. 570 wie Nr. 533 mit noch 2.5—3.5 Cu; D ∾ 2.8; Schmp. 660; für Konstruktionszwecke, gewalzt, heiß gepreßt oder gezogen und dann vergütet, durch Abschrecken von ∾ 500° und nachheriges 8—12stündiges Tempern auf 160—180°; K_z ∾ 35 (verg.); H_B = 52, verg. = ∾ 120 (D.R.P. angem.; Z. Met. 1923. **15**. 288.)

Alufont-Leichtgußleg (s. Alneon) durch Wärmebeh. veredelt. Al mit 12 Zn, 2 Cu, 1.5 Fe, 0.1 Mg; D. 3.0; H_B 95; K_z 25—30; φ 0.2, L_{sch} 1.25; Ersatz für Grauguß (v. Zeerleder, Schweiz. Bauz. 1928. **91**. 27.) Nach Al-Ind. A.G., Neuhausen:

Qualität	D.	L_{sch}	Sandguß H_B kg/mm²	K_z kg/mm²	σ_f (0.2 %) kg/mm²	φ (l = 10 d) %	Kokillenguß H_B kg/mm²	K_z kg/mm²	(σ_f 0.2 %) kg/mm²	φ (l = 10 d) %
Hart	3.0	1.30	110	27—31	25—28	0.2—0.3	126	28—34	26—30	1.0—1.3
Weich	3.0	1.25	90	22—25	14	3—5	90	23—26	14	4—6

Geprüft an gegossenen Probestäben von 100 mm² Querschnitt.

Alumac. Al-Spritzgußleg. mit Si u. a. (D. Metw. I. **1926**. 93.)

Aluman. Auch Deutsche oder Gehäuse-Leg. genannt. 88 Al, 10 Zn, 2 Cu; weiß; D. ∾ 2.8, Schmp. ∾ 650; kalt geschmiedet K_z 30; gut an der Luft haltbar; zu Gußstücken für Hutformen, Motorgehäusen von Kraftwagen u. dgl.

Aluminit(e). Al-Cu-Zn-Lötleg. (Al. **1926**. H. 12. 5.)

Aluminium, technisches. Immer mit etwas Fe, Si. D. = 2.7; Schmp. ∾ 658°; Festigkeit unzuverlässig; K_z = 8—16; φ = 4—1.5; K_z gegossen oder getempert ∾ 9.5, kalt gewalzt oder geschmiedet 23—27, für gezogenen Draht 14.5—22.5. Zulässige Beanspruchungen in kg/mm² nach P. Stephan (Verh. Gew.) für Al gegossen oder getempert: K_z = 1.00, K_d = 0.55, K_b = 2.10, $K_{verdr.}$ = 0.35; kalt gewalzt oder geschmiedet: K_z = 2.20, K_d = 1.20, K_b = 3.50, $K_{verdr.}$ = 0.80; gezogener Draht: K_z = 4.0—6.5, K_b = 4.0—6.5, $K_{verdr.}$ = 2—3.2. (M. v. Schwarz, Z. Met. 1926. **19**. 170, Z. Bay. Rev. V. 1926. **30**. 207.)

— veredeltes s. Aldrey, Aludur, Duralumin, Hartaluminium, Lautal usw.

Aluminiumantimonkupfermolybdänwolfram. 1.4 Sb, 0.4 Mo, 0.4 W, 0.4 Cu, 0.2 Fe, 0.1 Sn; zu Kraftwagenteilen. (R. 133.)

Aluminiumantimonkupferzink. 70 Al, 22 Zn, 5 Sb, 3 Cu; Am.P. 1095653. (R. 131.)

Aluminiumantimonkupferzinn. I. 96.4 Al, 2.9 Cu, 0.7 Sn, 0.03 Sb; II. Al mit 3—3.7 Cu, 0.9 Sn, 0.5 Sb. (R. 127.)

Aluminiumantimonnickelzinn. I. 95 Al, 1 Ni, 1 Sb, 3 Sn; II. 90 Al, 5 Sn, 3 Sb, 2 Ni; III. 96 Al, 1 Ni, 1 Sb, 1 Sn. (Elektroch. Z. 1922. **28**. 79; R. 132.)

Aluminiumblei. Al mit 10 oder weniger Pb. D. 3—3.5; Schmp. ∾ 650; bei 100° gegen H_2O beständig, gut gegen verd. Säuren und konz. HNO_3. (Kr. nach Pecheux sehr fraglich.)

— mit Glas und Zinn. I. 82 Al, 11 Pb, 5 Glas, 2 Sn; II. 77.7 Al, 6.8 Pb, 7.3 Sn, 8.2 Glas; III. Al mit 8.2 Bi, 8.2 Glas, 7.3 Sn, 6.8 Pb (R. 133); weiß; Schmp. ∾ 650. Harte Al-Leg. (W. de l'Or, D.R.P. 268515, 277121, Zus. 265924.)

Aluminiumbleikupfernickelzirkon. 85 Cu, 8 Pb, 4 Al, 2 Ni, 1 Zr. (Elektroch. Z. 1922. **28**. 71; R. 117.)

Aluminiumbleimagnesium. Al mit 5—10 Pb, 1—2 Mg (Am. P. 1385223); soll gut säurebeständig sein. (R. 133.)

Aluminiumbleizinkzinn. 94.1 Al, 1.9 Zn, 1.9 Sn, 1.4 Pb, 0.5 Mn + P; für Gebrauchsgegenstände u. angebliche Werkzeuge; chem. u. mech. widerstandsfähig. (R. 130.)

Aluminiumbronze (s. a. Aluminiumkupfer). 98—80 Cu, 2—20 Al; mit 2 Al rot, 5 Al orange, darüber gelb, D. 8—9, Schmp. ∾ 950; mit 10 Al sehr hart; mit 5—10 Al am gebräuchlichsten und zweckmäßigsten, L_{sch} ∾ 1.65; bei 95 Cu, 5 Al, gewalzt E 12000, K_z 43, φ = 50; bei 90 Cu, 10 Al, gegossen E 12000, K_z 62, φ 0.5; gewalzt K_z 51, φ 0.4; von 650° bis nahe zum Schmp. schmiedbar; gut gegen Seewasser, SO_2 und Cl beständig; zu Stücken wie Bronze. I. 50—56 Cu, 18—30 Zn, 15—2 Sn, 4—2 Al, 1—2 Bi (Elektroch. Z. 1922. **28**. 71.); II. 60 Cu, 18 Zn, 12 Ni, 2 Al, 2 Sn, 1 Mg walzbar (Am. P. 1180996); III. 58 Cu, 30 Zn, 10—12 Ni, 1 Al, 1 Cs (Elektroch. Z. 1922. **28**. 71); IV. 50 Cu, 45 Zn, 4 Al, 1 Cs (ebenda); V. 77—97 Cu, 1—12 Zn, 2—11 Al, 3—12 Sn (statt Zn); VI. 69.1 Cu, 8.6 Zn, 3.1 P-Sn, 3.7 Al, 0.6 Pb, Spur Fe (nach Coup und Allbaugh); VII. 86 Cu, 11 Sn, 3 Al (Elektroch. Z. 1922. **28**. 71; R. 117); VIII. 84.7 Cu, 9.4 Al, 1.9 Zn, 1.9 Sn, 1.4 Pb, 0.5 Mn, 0.2 Fe (D.R.P. 45021; R. 116; Kr. und L.-B.). Neue deutsche Scheidemünzen mit 92 Cu, 8 Al.

Aluminiumbronze für Einsatzhärtekästen. 90 Cu, 10 Al und Spuren Mn; D ∾ 8; Schmp. ∾ 1000; die gegossenen Kästen sind lange bei 900—950° haltbar; das Altmaterial kann wieder eingeschm. werden. Zweckmäßig wird Vorleg. aus 50 Cu und 50 Al hergestellt, dann können Wandstärken von 8—10 mm sicher gegossen werden. (L. Guillet, Gén. **1922**. 273, 292, 315 und 337.)

Aluminiumbronze für Einsatzhärtekästen nach Ackermann. 65.1 Cu, 24.9 Zn, 5 Sn, 1.6 As, 1.6 Al, 1.3 Ni. (R. 116.)
— amerikanische. 30—82 Cu, 60—13 Fe, 5—10 Al. (Am.P. 1452232; R. 119.)
— nach Corse. 88 Cu, 10 Al, 1 P-Sn, 1 Fe. (R. 117.)
— nach Corse und Comstock. Cu mit 7—10 Al, bis 8 Fe. (R. 119.)
— nach Cowles. 72 Cu, 20 Al, 4 Fe, 2 Si, 1 Ni. (R. 119.)
— nach Demmler. Cu mit 1—9 Al, 1—1.5 Ni. (R. 119.)
— nach Hofmann und Linke. Cu mit 10 Al, 2 Sn, 1.5 Pb, 2 Zn, 0.5 Mn, 0.25 P; für Formerwerkzeuge. (D.R.P. 45021; R. 101.)
— nach Kowalke. I. 87 Cu, 9.8 Al, 3.1 Fe; D. 7.71. — II. 85.6 Cu, 10.8 Al, 3.6 Fe; D. 7.58; gut säurefest. (R. 119.)
— Marke H. 89.43 Cu, 6.97 Al, 3.41 Fe, 0.05 Sn, 0.04 Pb. (K.)
— Marke S. 85.15 Cu, 9.43 Al, 4.74 Fe, 0.86 P, 0,38 Pb, 0.2 Sn, etwas Si oder Zn. (K.)
— für Maschinenteile. I. Goldbronze A: 3—5 Al; D. 8.37 bis 8.15, gegossen $K_z \backsim 40$, φ 60—70. II. Stahlbronze B: $\backsim$ 8.5 Al, bis 1 Si; D. 7.7; gegossen $K_z \backsim 45$, $\varphi = 50$—60. III. — BB: 8.5 Al, 1.5—2 Si; gegossen $K_z = 65$, φ 5—15. IV. Säurebronze C: 10 Al; D. 7.65; gegossen $K_z \backsim 50$, $\varphi = 22$; für Federn, Bleche und die neuen Scheidemünzen in der Tschechoslowakei usw. V. — Diamant D: 10 Al, 2 Si, D. = 7.3; sehr hart; gewalzt $K_z = 70$—80 und mehr, $\varphi = 10$—0.3; besonders für Federn. (G. B.) — VI. Für Dampfturbinenschaufeln. 88.4—90.6 Cu, 6.6—6.7 Al, bis 2 Fe und bis 1.3 Sn. (R. 119.)
— nach Pease. Cu mit 6.6 Al, bis 2 Mn, 1.6 Si, bis 1.3 Sb. (R. 118.)
— für Rakeln. 86—89 Cu, 12.5—7.5 Al, 1—2 Pb, 0.5—1.5 Mn; gelb; D. $\backsim$ 8; Schmp. $\backsim$ 900. (Kr. nach Vogt & Co., D.R.P. 146985.)
— nach Read und Greaves. Cu mit bis 10 Al und 0—10 Sn oder 2.5—15 Ni; — Cu : Al : Ni = I. 92.5 : 5 : 2.5; II. 90 : 5 : 5; III. 87.5 : 5 : 7.5; IV. 80 : 10 : 10; V. 75 : 10 : 15. (R. 117, 119.)
— nach Rix und Whitaker. Cu mit 7.5—10 Al und 4 bis 1 Fe; z. B. 89 Cu, 7.5 Al, 3.5 Fe. (R. 118, 119.)
— seewasserbeständig, 45 Cu, 32.5 Al, 16 Sn, 5.5 Zn, 1 Bi. (R. 117.)
— nach Webster. Cu-Al mit Sn, Zn, Bi und Ni. (D.R.P. 577; 28117; 29020; 40313.)
Aluminiumcadmiumkupfer. I. 93.5 Al, 2.5 Cd, 4 Cu. — II. 90.5 Al, 3.5 Cd, 6 Cu; weiß; D. $\backsim$ 2.8; Schmp. $\backsim$ 700; Leichtmetall, besonders für Guß. (Engl. P. 16453, 1903.) — III. 96.6 Al, 3.4 Cd. (A. Wright, Proc. R. Soc. 55. 130; R. 129.) — IV. Al mit 4—6 Cu, 2—4 Cd. (Franz. P. 333437; R. 126.) — V. Al mit 5 Cu, 2 Cd, 2 Bi, 1 Si; soll sogar gegen H_2SO_4 gut beständig sein; für Ventile und Behälter. (D.R.P. 244550; R. 127.)
Aluminiumcadmiumkupferwolfram. Al mit 10—3 Cu, 7—2 Cd und etwa 1 W. (R. 126.)
Aluminiumcadmiumnickelzink. 95 Al, 3 Cd, je 1 Ni und Zn. (D.R.P. 66137; R. 131.)
Aluminiumcadmiumnickelzinn. I. 95 Al, 3 Cd, 1 Ni, 1 Sn; II. 96.5 Al, 2.5 Cd, 0.5 Ni, 0.5 Sn; für Maschinenteile. (R. 131.)
Aluminiumcadmiumzink. Al mit 0.01—20 Zn, 0.01—10 Cd. (D.R.P. 272492.)
Aluminiumcadmiumzinkzinn. 80 Al, 8 Cd, 8 Sn, 4 Zn; gegen HNO_3 gut widerstandsfest. (Am. P. 1104369; R. 131.)
Aluminiumcadmiumzinn. 74 Al, 22.2 Cd, 3.8 Sn; gut walzbar. (Am.P. 1121269; R. 131.)
Aluminiumcalcium. Al und Ca in wechselnder Menge; weiß. Elektrolyse von $CaCl_2$ über geschm. Al als Kathode. Auch Schm. von Al mit CaC_2. Verbindet

sich in der Hitze mit N_2, O_2 und S; deshalb im Laboratorium Entgasungsmittel, in der Metallurgie Zusatzmetall, Entschwefelungs- und Desoxydationsmittel für Stahlschmelzen. (D.R.P. 359781; Z. Met. 1923. **15.** 54).

Aluminiumcalciumeisensiliciumtitan. I. 51 Fe, 26.2 Ti, 11.8 Si, 5.3 Ca, 3.7 C, 1.55 Al. — II. 50.7 Ti, 22.75 Al, 11.85 Fe, 8.3 Ca, 4.25 Si, 2.06 C. (Am. P. 858327; R. 122.)

Aluminiumcalciummangansiliciumtitan. 69.8 Si, 15.05 Ca, 11.15 Mn, 2.55 Al, 0.26 Mg, 0.2 P, Spur Zr; zur Desoxd. von Stahlschmelzen. (R. 122.)

Aluminiumcalciumsilicium. 50—55 Si, 18—22 Ca, 4—5 Al; zur Desoxd. von Stahlschmelzen. (R. 122.)

Aluminiumcer. 96 Al, Rest Ceritmetalle; D. ∾ 2.8; Schmp. ∾ 650°; K_z ∾ 14; φ ∾ 2.5; soll gegen Essigsäure beständig sein. (Chem. Equipment Co., Z. Met. 1921. **13.** 291.)

Aluminiumcereisen. 62.5 Fe, 25.3 Ce, 10.2 Al, 1.2 Sn. (R. 123, nach Rss.)

Aluminiumchrom. I. 90 Al, 10 Cr; für Tafelgeräte. (R. 133.) — II. 95 Al mit Cr, Cu, Mn, Mo, Mg, Sb, Sn; hart und säurefest. (D.R.P. 361982; R. 106.)

Aluminiumchromeisen. Z. B. 10—16 Al, 5—20 Cr oder Mn, höchstens 1.0, besser unter 0.2 C, Rest Fe; D. ∾ 7, Schmp. ∾ 1450; für el. Widerstände vorgeschlagen. (E. C. R. Marks, Engl. P., Ch. Age, 6. 9. 1924, Met. 1925. **15.** 59.)

Aluminiumchromeisensilicium. 63 Cr, 29.1 Al, 4.6 Si, 3.3 Fe.

— für el. Widerstände. I. 68.8 Fe, 19 Cr, 12 Al, 0.2 C. (Franz. P. 568541; R. 123.) — II. Fe mit bis 20 Cr, 8—10 Al, unter 0.2 C. (Engl. P. 215231; Franz. P. 534596). — III. z. B. 73.5 Fe, 18.4 Cr, 7.4 Al, 0.4 Ti oder Zr, V, Mo, U. — IV. Stahl mit 25—40 Ni, 7—15 Cr, 7—9 Al, 1 Ti oder Mn. (Engl. P. 216389.)

— nach Escard. 64.5 Cr, 20.2 Fe, 12,6 Al, 1.2 C. (C. **1920.** II. 179; R. 107, 122.)

Aluminiumchromkupfer. 96.4 Al, 1.9 Cr, 1.7 Cu; für Leichtmetallguß und zu Walzwaren. (Engl. P. 201617.)

Aluminiumchromkupfermagnesium. 84.8 Al, 7 Cr, 5 Mg, 4 Cu; hohe Wärmebeständigkeit. (Am. P. 1365178; R. 133.)

Aluminiumchromnickel. I. 88 Ni, 8 Cr, 4 Al; II. 75 Ni, 17 Cr, 5 Cu, 2 Al, 1 Ag (D.R.P. 360005); für el. Widerstände und Heizdrähte. (R. 123.)

Aluminium-Draht-Leg. 3. Al mit etwa 0.4 Mg für el. Leitungen; el. Leitfähigkeit = 31 bei K_z = 33. (Al. Ind. A.G., Neuhausen.)

Aluminium-Edelmetallegg. I. 80—90 Al, 5—10 Ag oder ein anderes Edelmetall und 5—15 Co oder Cr, Ni oder Mn (Esnault-Pelterie, D.R.P. 230095); Lagermetall, leicht, zäh und hart. — II. 96.15 Al, 1.75 Ag, 1.75 Ni, 0.13 Cu, 0.02 W (De Montby, Franz. P. 532092; R. 82); D. 2; vergütbar.

Aluminiumeisen (s. a. Ferroaluminium, Aluminiumstahl). I. 75.5 Fe, 24.5 Al; weißgrau; II. 80 Stahl + 20 Al; III. 75.6 Fe, 23.2 Al, 0.5 Mn, 0.3 Si (K.); IV. 36.3 Fe, 39.5 Al, 23.5 Si (K.; R. 113); V. Al mit 1—6 Fe und anderen Härtungsmetallen. (Morris, Am. P. 1227174; R. 133.) Legiermetall der Stahl- und Eisengießerei. (Kr. und K.)

— für Induktorbleche (E. Gumlich, Magn. Messungen, Braunschweig 1918).

Aluminiumeisenbronze. „H" 89.5 Cu, 0.1 Sn-Pb, 7 Al, 3.4 Fe; „R" 85.2 Cu, 0.2 Sn-Pb, 6.6 Al, 7.5 Fe, 0.5 Mn; „S" 85.2 Cu, 0.2 Sn, 0.4 Pb, 9.4 Al, 4.7 Fe, 0.1 P; gelb wie Bronze. (K.)

Aluminiumeisenkupfer (s. a. Ampeobronze). I. 89 Cu, 7.5 Al, 3.5 Fe; II. 7—10 Al, 1—4 Fe, Rest Cu; III. Al mit 2—6 Cu, bis 4 Fe (Schweiz. P. 98357); IV. Al mit 3.5—6 Cu, 1.5—4 Fe (Franz. P. 554248); V. Al mit 7—8.5 Cu, bis 1 Fe und bis 0.5 Si; VI. Al mit 40 Cu, bis 10 Fe (Am. P. 1453254);

VII. Al mit 2 Cu, 1.1 Fe, 0.24 Ni, bis 0.8 Mn + Si (R. 128); — I. $\sigma_f = 23.2$; $K_z = 52.2$; $\varphi = 24$; $\psi = 21.8$; besonders geeignet für Schalenguß, durch Wärmebehandlung noch zu verbessern (H. Rix und H. Whitaker, Eng. **1918**. 326, St. E. 1918. **38**. 1016); III. hohe K_z; für Gußzwecke, auch walzbar; VI. Schmp. 1400; VII. für hoch beanspruchte Teile.

Aluminiumeisenkupfermangan. 52.15 Mn, 26.1 Cu, 17.4 Fe, 4.35 Al. (Elektroch. Z. 1914. **21**. 27; R. 122.)

Aluminiumeisenkupfermanganzinkzinn. 80 Al, 15 Zn, 2 Cu, 2 Sn, 0.5 Mn + Fe; Gußleg. für Nähmaschinenrahmen. (R. 131.)

Aluminiumeisenkupfernickel. I. 56.3 Fe, 25.4 Cu, 16.9 Ni, 1.4 Al; II. 63.8 Fe, 22.5 Ni, 4.9 Al, 4.9 Cu, 3.9 W; gut schmiedbar, als Ersatz für Silbergeräte. (Ghersi 1911, Elsner 1882). III. Rübelbronze: 33 Cu, 30 Fe, 30 Ni, 7 Al.

Aluminiumeisenkupfertitanzink. Al mit 2.2 Cu, 1.1 Ti, 0.6 Fe, 0.6 Zn. (R. 126.)

Aluminiumeisenkupferzink. 93 Al, 4 Cu, 2 Zn, 1 Fe. (R. 126.)

Aluminiumeisenmangannickel. 32 Ni, 31 Fe, 30 Al, 7.5 Mn. (Am. P. 1076455; R. 123.)

Aluminiumeisennickel (s. a. Calite). I. 60 Fe, 20 Al, 20 Ni. (R. 123.) — II. 85 Fe, 10 Al, 5 Ni. (D.R.P. 383892; R. 115.)

Aluminiumeisennickelwismut. 90 Al, 5 Bi, 2.5 Ni, 2.5 Fe; säurefest; gut lötbar. (D.R.P. 133910; R. 133.)

Aluminiumeisennickelzinn. 84 Al, 10 Sn, 4 Ni, 2 Fe; Gußleg. nach Minet-Abel (1902). (R. 132.)

Aluminiumeisensilicium s. Aluminiumferrosilicium.

Aluminiumeisensiliciumzirkon. Fe mit 0.5—20 Zn, 1—12 Al, 1—10 Si, etwas C.

Aluminiumeisentitan. 50.6 Ti, 22.8 Al, 11.9 Fe, 8.3 Ca, 4.3 Si, 2.1 C; weißgrau; Legiermetall. (K.)

Aluminiumeisenzink. Al mit bis 30 Zn, etwas Fe; z. B. I. 64.8 Al, 29.4 Zn, 5.8 Fe; II. 91.8 Al, 4.6 Zn, 3.6 Fe; III. 93.4 Al, 4.7 Zn, 1.9 Fe; IV. 85.5 Al, 12.5 Zn, 1.7 Fe; V. 64.8 Al, 29.4 Zn, 5.8 Fe (D.R.P. 112546; R. 131); weiß; gieß- und walzbar; beim V. d. M. am besten dem Al eine Fe-Al- oder Fe-Zn-Leg. zugesetzt. Zu hoher Zn-Gehalt bewirkt Zerfall. (Kr. nach Basse & Selve, D.R.P. 112546; R. 131.)

Aluminiumeisenzirkon. 49.2 Fe, 33 Zr, 17.4 Al, 0.4 Ti; chem. sehr widerstandsfest. (Am. P. 1151160; R. 122.)

Aluminiumferrosilicium. 39.8 Al, 36.5 Fe, 23.7 Si; weiß; Legiermetall und Desoxydationsmittel besonders in der Eisengießerei. (K.)

Aluminiumgoldkupfer. I. 90 Cu, 7.5 Al, 2.5 Au; goldgelb; D. ∾ 8; Schmp. ∾ 900; hält sich gut an der Luft; zu billigen Schmuckwaren. (Kr.) II. 50 Au, 45 Cu, 5 Al; für Schmuckwaren 12 karätig. (R. 116.)

Aluminiumgoldlot. I. 66.2 Al, 19.9 Au, 13.2 Ag, 0.7 Pt; II. 74.0 Al, 18.6 Au, 3.7 Ag, 3.7 Cu; besonders zum Löten von Zahngebißteilen. (Kr.)

Aluminiumgußleg. I. Nr. 12. 92 Al, 8 Cu; D. ∾ 2.8; Schmp. ∾ 700; aus Al-Blechabfällen im Stahltiegel oder besser aus Gußabfällen und Neumetallen im Graphittiegel des Ölfeuerungsofens erschmolzen. (H. C. Knerr, Met. I. London 1924. **25**. 470—472). Kurz Amerikanische Leg. genannt. — II. 94 Al, 3.8 Cu, 1.2 Mg, 1 Mn. (Fond. mod. 1922; R. 125.) — III. Nr. 145. Al mit 11 Zn, 2.5 Cu, 1—1.75 Fe (nach Archer und Jeffries); veredelbar; K_z 18—24, φ 3—6; ähnlich der Deutschen Leg. (Z. Met. 1927. **19**. 10.)

Aluminiumkobalt (F. H. Mason, Ch. Met. Eng. 1923. **29**. 1135).

Aluminiumkobaltkupfernickel. 36 Cu, 32.8 Ni, 16 Co, 11.2 Al, 4 Zn; als Zusatzleg. für Al-Legg. (Franz. P. 552865; R. 114.)

Aluminiumkobaltmolybdän. 89.4 Al, 10 Co, 0.6 Mo; besonders für Guß; auch schmied- und walzbar. (R. 133.)

Aluminiumkobaltmolybdänwolfram. Al mit 8—10 Co, 0.8—1.2 W, 1 Mo; für Tafelgeräte. (Borchers & Schirmeister; R. 133.)

Aluminiumkobalt(nickel)silicium. Mit bis 16 Si und 3 Al; gut gießbar und sehr beständig gegen oxdd. Einflüsse. (Am. P. 1514064; R. 115.)

Aluminiumkobaltnickelwolframzink. Ersatz für Sn-Bronze. (D.R.P. 295786, Allgem. Deutsch. Metallwerk; R. 114.)

Aluminiumkobaltsilbersilicium. 38.1 Al, je 19.1 Si, Fe und Co, 14.3 Ag. (De Montby; R. 122.)

Aluminiumkobaltzirkon. 65.8 Zr, 26.4 Co, 7.7 Al, 0.12 Ti; oxd. nicht, chem. widerstandsfest. (Am. P. 1151160; R. 122.)

Aluminiumkolbenleg. 88.7 Al, 9.5 Cu, 0.6 Ni, 0.6 Si, 0.7 Fe, Spuren Mg. (R. J. Anderson und M. E. Boyd, Met. I. London 1924. **25.** 494.)

Aluminiumkupfer (s. a. Aluminiumbronze). I. 95.4 Al, 3.1 Cu, 0.9 Sn, 0.5 Sb, 0.1 Fe; weiß; D. ∾ 2.9; Schmp. ∾ 650; zu Gußteilen. — II. 98,4 Al, 1.6 Cu, Spuren Si, Fe, Mn (Gabriel 1910). — III. 95 Al, 4.4 Cu, Spuren Mg, Si, Fe, Mn (Comstock u. Wilson 1920). — IV. Al mit 5—10 Cu (Schleiffarth 1890). — V. 92 Al, 8 Cu; Gußleg. (Am. P. 1387900). — VI. 85 Al, 15 Cu; für Leichtkolben. — VII. 63.0 Al, 37.0 Cu Vorleg. (D.R.P. 335888). — VIII. 94 Al, 3—5 Cu, 1 Ag, Spuren Zn, Sn, Ni (Franz. P. 395331). — IX. Al mit 6 Cu und bis 2 Mg + Ca, bis 2 Fe. (Franz. P. 536230.)

Aluminiumkupfermagnesium (s. a. Y-Leg.). (K.) I. Al mit 11 Mg und 10 Cu (+ 0,05 P). (Engl. P. 22753/01; R. 124.) — II. 85.6 Al, 7 Mg, 6.9 Cu, 0.4 Sn, 0.1 Pb, Spuren P; hohe K_z. (Franz. P. 450805; R. 124.)

Aluminiumkupfermagnesiumzink. 82.7 Al, 8.2 Mg, 6.4 Cu, 2.7 Zn. (Franz. P. 472930; R. 124.)

Aluminiumkupfermangan. I. 89.1 Cu, 9.6 Al, 1.2 Mn, 0.1 Pb (K.); II. 96 Al, 3.2 Cu, 0.8 Mn (Belg. P. 258270); III. 95.1 Al, 4 Cu, 0.76 Mn (+ C), 0.14 Si (Engl. P. 197288; R. 128); IV. 93.6 Al, 4.6 Cu, 1.2 Mn, 0.6 Fe, 0.5 Si (L.-B. 24; R. 128); V. Al mit 8—14 Cu, 1 Mn (Rev. Mét. 1927. **24.** 44); VI. 51.65 Mn, 29.2 Cu, 9.7 Fe, 6.25 Al, 3.2 C (K.; R. 122); VII. 85 Al, 10 Mn, 5 Cu (R. 133); D. ∾ 8; Schmp. ∾ 900; I. zu Teilen wie Bronze; VI. als Vorleg.; VII. für Tafelgeräte.

Aluminiumkupfermangansilber. Al mit 1.5—4 Cu, 0.25—1.25 Ag, 0.25—1.25 Mn; schmied-, walz- und ziehbar. (D.R.P. 231060; R. 128.)

Aluminiumkupfermangantitanvanadinzink. Al mit 12—29 Zn, 7.8 V, 3.9 Cu, 0.5—3 Ti, 2 Mn. (Engl. P. 133373; R. 131.)

Aluminiumkupfermanganzink. Al mit 4—4.5 Cu, 1.5—15 Zn, 2 Mn; Z. B. Al mit I. 1.5 Cu, 1—3 Mn, 0.5 Zn; II. 2.5 Cu, 1—5 Mn, 1 Zn; III. 4.5 Cu, 2—8 Mn, 1.5 Zn (R. 128). I.—III. nach De Susini. (R. 131.) IV. 90 Al, 5.4 Mn, 4.6 Zn; für porenfreien Guß. (R. 133.)

Aluminiumkupfernickel. I. 95 Cu, 3 Ni, 2 Al; rotgelb. II. 60 Cu, 35 Ni, 5 Al. III. 55 Cu, 35 Ni, 10 Al (Elektroch. Z. 1922. **28.** 71). IV. 69.1 Cu, 14.8 Ni, 8.6 Zn, 3.7 Al, 3.1 P-Sn, 0.58 Pb (D.R.P. 273978). V. Cu mit 5—9 Ni, 1—3 Al, 0.5—2 Mn; für Turbinenschaufeln (Engl. P. 200961). VI. Cu mit 3—8 Ni, 5—7 Al, 1—3 Fe; für Turbinenschaufeln (Engl. P. 183809). VII. 53—56 Cu, 10—12 Ni, 2—4 Mn, 2.5—4 Fe, 2—3.5 Al, 2—3 Co; durch Wärmebehandlung vergütbar; ist eine Art Ni-Mn-Al-Sondermessing (Meeraner Metallwerke). VIII. 59.9 Cu, 40 Ni, 0.1 Al (Lechesne). IX. Cu mit 1 Ni und 0.2 Al (Lechesne). X. 70 Cu, 23 Ni, 7 Al. XI. 72.5 Cu, 21.25 Ni, 6.25 Al, tief goldbraun. XII. 76—79 Cu, 24 Ni, 7—10 Al, Farbe wie 10 karätiges Au. XIII. 55 Cu, 33 Ni, 12 Al, goldbraun. (R. 119.) XIV. 97.3 Al, 1.3 Ni, 1 Cu

(D.R.P. 154485; R. 133). XV. 92.75 Al, 5.25 Ni, 2 Cu (Read). XVI. Al mit 5—15 Ni, 7—10 Cu (Henemier). (R. 133.)

Aluminiumkupfernickelsilber. 75 Cu, 10 Ag, 9 Ni, 6 Al; für ärztliche Instrumente. (D.R.P. 352028; R. 119.)

Aluminiumkupfernickelsilicium. I. 85 Al, 3—6 Cu, 3—6 Ni, 1.5—4 Si; für Leichtguß; K_z 21.8; φ 8. (Am. P. 1449052.) II. 90 Al, 3 Cu, 3 Si, 3 Ni, 1 Pb. (D.R.P. 272996; R. 129.) III. 92.25 Al, 2.6 Cu, 2.25 Ni, 1.7 Mn, 1.2 Fe; für el. Leitungen. (Wilson 1912.) IV. 92.3 Al, 3.7 Cu, 2.8 Ni, 1.2 Mn; für Gummivulkanisierformen. (R. 107.) V. 85 Al, 12 Cu, 3 Ni; für Leichtkolben. (L. Guillet 1922.) VI. Al mit 7—10 Cu, 5—15 Ni. (Am. P. 1147398.)

Aluminiumkupfernickelstahl. I. 65 Ni, 27.5 Cu, 5 Stahl, 2.5 Al; II. 45 Ni, 40 Cu, 10 Stahl, 5 Al; III. 50 Ni, 35 Cu, 10 Stahl, 5 Al; IV. 40 Ni, 28.8 Cu, 25.2 Fe, 6 Al. (I—III nach Joyce, Engl. P. 8270/14; IV. nach Jakobsen; R. 123.)

Aluminiumkupfernickelzink. Al mit 4.5—6 Cu, 0.8—1.2 Zn, 0.7—1 Sb, 0.5—0.8 Ni; gut wärmeleitend. (Hall, Engl. P. 124683; R. 127.)

Aluminiumkupfernickelzinkzinn. 83.5 Al, 7.5 Zn, 5 Sn, 3.5 Cu, 0.5 Ni, K_z 16; für hoch beanspruchte Gehäuse. (L.-B.)

Aluminiumkupfersilber. I. Al mit 1—7 Cu, 1.5 Ag, 1—7 Zn, 0.5—5 Sn, 0.25—4 Sb. (Engl. P. 12287/96.) II. 82 Al, 12 Cu, 5 Cd, 1 Ag; für Armaturen. (Am. P. 1146185; R. 126.) III. 80.3 Al, 13.6 Cu, 4.1 Mg, 1.2 Sn, 0.8 Ag; läuft an der Luft nicht an. (R. 126.)

Aluminiumkupfersilberzink. I. 58.5 Al, 20 Zn, 16.5 Ag, 5 Cu. (Am. P. 1076137; R. 130.) II. 70 Al, 26 Zn, 3 Cu, 1 Ag; Gußleg. (Am. P. 1092500.) III. 54.9 Al, 30.5 Cu, 8.5 Ag, 6.1 Zn. (D.R.P. 64857; R. 126.)

Aluminiumkupfersilicium (s. a. Aluminiumbronze). I. 82 Al, 15 Cu, 3 Si. (Engl. P. 181015.) II. Al mit 15—27.5 Cu, 2.5—15 Si. (Engl. P. 187089.) III. 88.1 Al, 11.3 Cu, 0.3 Si, 0.3 Fe. (L.-B. 24; R. 127.) IV. 94 Al, 4.5 Cu, 0.75 Si, 0.75 Fe; vergütbar. (Engl. P. 190721.) V. 93.1 Al, 4.6 Cu, 0.5 Si, 0.6 Fe, 1.2 Ni. (L.-B. 24; R. 129.)

Aluminiumkupfertitan. Al mit 10—12 Cu, 0.1 Ti. (Am. P. 1352322; R. 127.)

Aluminiumkupfertitanzink. 77 Al, 20 Zn, 3 Cu, 0.6 Ti; zeigt starke Einw. einer Abschreckung. (Engl. P. 133373; Z. Met. 1924. **16**. 127; R. 130.)

Aluminiumkupferwolfram. I. 92—82 Al, 10—3 Cu, 7—2 Zn, Rest W; D. ∾ 3; Schmp. ∾ 650; WO_3 bei Ggw. von Kryolith red., bis 10% Al zugefügt, darauf Aluminiummessing; zu militärischen Ausrüstungsgegenständen und anderen Gebrauchszwecken. (Kr. nach E. Berg, D.R.P. 123820.) — II. Al mit 8—10 Cu, 1—10 W; soll gut wärmebeständig sein. (De Buigné, Engl. P. 1346/12; R. 128.) — III. Al mit 0.6 Cu, 6—0 W; sehr fest, preß-, walz-, schmied- und ziehbar. (D.R.P. 82819; R. 133.) S. a. Aluminiumkupferzink XXII. und Aluminiumwolframmessing.

Aluminiumkupferwolframzink. I. Al mit 6 Cu + Fe, 2—7 Zn, 0—6 W, wobei Cu + W + Zn = 10%. (D.R.P. 82819, 123820.) II. 82.2 Al, 12.3 Cu, 4.5 Zn, 1 W; für Motorengehäuse. (R. 126.) III. 97.5 Al, 1.5 Cu, 1 Zn, 0.5 W. (L. Guillet 1902.)

Aluminiumkupferzink (s. a. Deutsche Leg.). I. Al mit 7 Cu, 3 Zn, Spuren Ti, Sb, Mn, Fe und Si. (R. 126.) — II. 92 Al, 6 Zn, 2 Cu; nach E. H. Schulz für Zünder. (Nat. 1920; R. 129.) — III. 88 Al, 8 Zn, 4 Cu; widersteht gut Stoßbeanspruchungen. — IV. 89.1 Al, 9 Zn, 1.9 Cu; K_z 12.6. (L.-B.) — V. 88 Al, 10 Zn, 2 Cu; Aluman oder Deutsche Leg., kurzweg Gehäuseleg; in Deutschland die gebräuchl. Al-Leg. — VI. 85 Al, 10 Zn, 5 Cu. (Gaskin, Mech. World.) — VII. 86.8 Al, 11 Zn, 2.2 Cu; K_z 15.7. (L.-B.) — VIII. 83.9 Al, 11.1 Zn,

5 Cu. (Gaskin.) — IX. 80 Al, 12 Zn, 8 Cu; K_z 21. (L.-B.; R. 130.) — X. 82 Al, 14 Zn, 4 Cu (E. H. Schulz, Nat. 1920; R. 130.) — XI. 85 Al, 14.5 Zn, 0.5 Cu. (wie X.) — XII. 82 Al, 15 Zn, 3 Cu; D. 3,1. — XIII. 80.7 Al, 16.1 Zn, 3.2 Cu; walzbar. (Am. P. 1072617; R. 130.) — XIV. 80 Al, 17 Zn, 3 Cu. (L.-B.) — XV. 72 Al, 24 Zn, 4 Cu; Makadamit. — XVI. Al mit bis 18.2 Zn, 9.1 Cu. (Gaskin, Mech. World.) — XVII. 71 Al, 22 Zn, 7 Cu. (D.R.P. 363130; Z. Met. 1921. **13**. 46; R. 130.) — XVIII. 66 Al, 23.7 Zn, 10.3 Cu; Gußleichtleg. (Am. P. 1212374.) — XIX. Al mit 8—30 Zn, 4—10 Cu. (Jvinson, Foundry **1913**. 321.) — XX. Al mit 8—16 Zn, 0.5—1 Cu, 0.5—1 Si, 1—2 Fe, 0.5—10 Cr. (Öst. P. 56620.) — XXI. 74.4 Al, 19.9 Zn, 3.5 Cu, 0.3 Sn, 0.3 Mn, 0.5 Fe. (L.-B. **24**; R. 131.) — XXII. 59.7 Cu, 34 Zn, 2.8 Al, 2 W, 0.7 Ni, 0.7 Fe, 0.1 Sn; goldgelb; D. ∾ 8; Schmp. ∾ 850. I. zu Gußteilen; II. ähnlich wie Messing. (K.)

Aluminiumkupferzinkzinn. I. 82 Al, 10 Zn, 6 Cu, 2 Sn; K_z 15. (L.-B.) II. Al mit 2—3 Cu, 2.5—3.5 Sn, 2.5 Zn. (Hanszel; Z. M. 1921. **13**. 319; R. 126.)

Aluminiumkupferzinkzirkon. I. Al mit 1—20 Zn, 1—6 Cu, etwas Mn und Zr. (Engl. P. 162467; R. 130.) — II. Al mit 5—20 Zn, 3—15 Cu, 1.5 Sb oder Mn, bis 0.8 Zr. (R. 130.)

Aluminiumkupferzinn. I. 91—98.5 Cu, 1—5 Sn, 0.5—4 Al; Sonderbronze für el. Leitungen, Fahrdrähte usw.; sehr fest und chem. widerstandsfähig. (Am. P. 1630999; Korr. 1927. **3**. 287.) — II. Al mit 3.7 Cu, 0.9 Sn, Spuren Si und Fe. (K.; R. 127.) — III. 80 Al, 15 Sn, 5 Cu. — IV. 82 Al, 11 Sn, 7 Cu. — V. 83 Al, 11 Zn, 6 Cu. — VI. 84 Al, 8 Sn, 8 Cu; III.—VI. für Schlüssel, Gehäuse- und sonstige Gußstücke. (Elektroch. Z. 1922. **28**. 71.) — VII. 90 Al, 7 Sn, 3 Cu. (E. H. Schulz, Nat. 1920.) — VIII. Al mit 6 Sn, 3.3 Cu, 0.3 Mn, Spuren Mg, Sb, Fe und Si. (Schweiz. P. 95068.) — IX. 88 Al, 8 Sn, 4 Cu; für kleine Glocken. (Franz. P. 498728.) — X. Al mit 3.6—8.7 Sn, 1.8—4.3 Cu. (Engl. P. 14479/96.) — XI. Al mit 23—2 Sn, 2—10 Cu; für Gußzwecke, angeblich Lettern. (D.R.P. 101020.) — XII. 94.3 Al, 3.15 Sn, 0.25 Cu, 1.6 Mg, 0.7 Pb, etwas Fe und Si. (Westinghouse Co.; R. 132.) — XIII. 47.8 Al, 51.5 Sn, 0.24 Cu, 0.33 Fe, 0.15 Pb, etwas Si. (Kr. 1919; R. 132.) — XIV. 83.6 Al, 10 Sn, 6.2 Cu, 0.17 Sb, 0.05 Mg, etwas Fe und Si. (D.R.P. 152784.) — XV. Al mit 2—5 Sn, 1—3 Cu, 1—4 Sb, etwas Fe und Si. (Engl. P. 132411.) — XVI. 89 Al, 4.7 Sn, 4.4 Cu, 1 Fe, 0.7 Si, 0.2 Pb, 0.2 Zn; zieh- und walzbar. (L.-B. 24.) — XVII. Al mit 1—4 Sn, 1—3 Cu, 1—2 Sb, 1—2 Bi. — XVIII. Al mit 2—6 Sn, 1—3 Cu, 1—4 Sb, 1—3 Bi; wie XVII gegen Seewasser gut widerstandsfest. (Engl. P. 132411.) — XIX. Al mit 4.2 Sn, 2.6 Cu, 0.6 Fe, 0.55 Mg, 0.6 Si, 0.2 Sb, 0.1 Pb, 0.1 Mn. (L.-B.) — XX. 93 Al, 3 Sn, 3 Cu, 1 Ni; chem. u. mech. sehr fest. (Engl. P. 6166/13.) — XXI. 86.6 Al, 10 Sn, 2.4 Cu, 1 Ni; für Gußteile. (L.-B.; R. 132.) — XXII. 88 Al, 8 Cu, 4 Sn. (Kr.) — XXIII. 87 Al, 8 Cu, 5 Sn (Kr.; D.R.P. 218970; Am. P. 886597.) — XXIV—XXX (Elektroch. Z. 1922. **28**. 71) mit Al : Cu : Sn = XXIV. 85 : 9 : 6; XXV. 86 : 10 : 4; XXVI. 84 : 10 : 6; XXVII. 86 : 11 : 3; XXVIII. 83 : 12 : 5; XXIX. 85 : 13 : 2; XXX. 82 : 15 : 3.

Aluminiumlagerguß. I. 55 Zn, 22.7 Sn, 20.2 Al, 1.3 Pb, 0.5 Cu, 0.2 Fe; nach Leddel: II. 87.4 Zn, 6.3 Cu, 6.3 Al; nach Fletcher: III. 95.5 Al, 3 Cu, 1 Sn, 0.5 Sb; IV. Al mit 5—50 Sn, 0—20 Pb, 5—30 Sb; (D.R.P. 257868.) weiß; zu Achslagern. (K.)

Aluminiumlagermetall. I. 91.5 Al, 8 Cu, 0.5 Mg; für wenig beanspruchte Lager. (R. 125.) — II. Al mit 5—50 Sn, 0—20 Pb, 5—30 Sb. (D.R.P. 257868; R. 132.) — III. 92.2 Al, 7.5 Cu, 0.25 Sb, 0.05 W. (R. 127.) — IV. Al mit 0—20 Pb, 10 Sn; für Lagerbüchsen von Lokomotiven. (R. 133.) — V. 92.2 Al, 7.5 Cu, 0.25 Sn, 0.05 Fe. (Emperer; R. 127.) — VI. 95.5 Al, 3 Cu, 1 Sn, 0.5 Sb,

Spuren Pb, Si und Zn. (Fletcher, D.R.P. 203 557; R. 127.) — VII. Al mit 5.8 Cu, 1.65 Sn, 0.9 Fe, 0.4 Ti und etwas Si. (Schaefer 1913; R. 127.)

Aluminiumleg. nach Axberg. I. 39.3—46.4 Al, 49.8—42.3 Zn, 1.6—8.2 Mg, 1—3.2 Cu; II. 82.7 Al, 2.7 Zn, 8.2 Mg, 6.4 Cu; III. 73.2—73.6 Al, 16.1—8.2 Mg, 10.7—18.2 Ni. (Franz. P. 472 930; R. 87.)

— nach Berg. 91—92 Al, 2—7 Zn + Cu + W. (D.R.P. 123 820; R. 106.)

— nach Bourbonnes. 50.5 Sn, 48.8 Al, 0.3 Fe, 0.2 Cu, 0.2 Pb.

— nach De Buigné. 80—90 Al, 8—10 Cu, 1—10 W. (Engl. P. 1346/12; R. 106.)

— nach Coppée. Schm. von Al mit Ferrosilicium, Co und SiO_2 soll harte, hämmerbare Legg. ergeben. (Franz. P. 325 191; R. 115.)

— nach Cothias. Allgemein Al mit W, Cu, Zn und Sn; z. B. 1 oder 23 oder 40 Tle. Al mit 18 oder 8 oder 4 Cu, 15 oder 19 oder 20 Sn und 66 oder 50 oder 36 Zn. (Engl. P. 14 479/96.)

— für Drähte und hoch beanspruchte Teile. I. 96 Al, 2 Cu, 1 Fe, 0.4 Si, 0.35 Mg, 0.25 Ni; II. 97.7 Al, 1.3 Ni, 1,0 Cu; K_z bei Draht I. 27.3, II. 31.9; el. Leitfähigkeit etwa 1/2 von Cu; gegossen $\sigma_f = 8-10$, $K_z = 19-20$, $\varphi = 3.5$ bis 4, ψ 4—5; Herst. mit Zwischenlegg.; für Schneckenräder und andere höher beanspruchte Stücke. (Gieß. Z. 15. 3. 1918; Z. Ver. Ing. 1918. **62**. 226.)

— nach Durand. 66.7 Al, 33.3 Zn; weiß; zu Gebrauchsgegenständen. (K.)

— nach Esnault-Pelterie. Al mit Metallen der Eisengruppe und W oder Mo oder U. (Franz. P. 17 907/405 157: R. 106.)

— nach Fouquet und Tremolières. Schm. von 95 Tln. Al und 5 Tln. Ni (oder W), 0.8 Mn, 0.3 Cr, 1 Mg oder BaO_2; weiß; D. 2.6—2.85; Schmp. 650; K_z bis 50; σ_e 32—35; φ bis 5; auch bis 200° zu verwenden. (Franz. P. 492 692; R. 113.)

— für Glocken und Musikinstrumente. Al mit 3.5—5.5 Cu, 0.5—0.8 Mg, 0.5—0.8 Mn und etwas Fe und Si; eigentlich Duralumin. (R. 125.)

— für Hufeisen von Rennpferden. 96 Al, 3 Cu, 0.5 Sn, 0.4 Zn, 0.1 Sb (Fe + Si als Verunreinigungen). (D.R.P. 203 557; R. 126.)

— für Juweliere. I. 76.5 Ni, 23.5 Al; II. 40 Ni, 30 Al, 20 Sn, 10 Ag; weiß; zu billigen Schmuckwaren. (Kr.)

— nach Jvinson. Al mit 2 Cu und 0.5 W; von Atmosphärilien angegriffen, mit 1.5 Mo statt W jedoch nicht. (R. 106.)

— nach Kuehnrich. Ferrochrom mit Al, Ni, Si, Cr, W, V und C; z. B. 62.5 Ni, 16.7 Cr, 7.4 Al, 7.1 Fe, 5.1 Si, 1.2 C; gut rostbeständig; Schnellschneidleg. (Engl. P. 14 939/15; R. 107, 110, 115, 123.)

— nach De Lavandesgras. Al mit Mg, Cu und Cr; z. B. I. 94.8 Al, 7 Cr, 5 Mg, 4 Cu; II. 96 Al, 2.5 Cu, 0.5 Mg, 0.5 Mn, 0.5 Cr; sollen bis zu 480—560° Hitzebehandlungen aushalten. (Am. P. 1 365 178; R. 106.)

— nach Manhardt. 83.3 Al, 10 Sn, 6.3 Cu, 0.2 Sb, 0.2 P, 0.05 Mg, 0.05 $NaHCO_3$, 0.03 S; silberweiß; D. ∾ 3.5; Schmp. ∾ 650; Sn, Sb, P, Cu und Mg eingeschm., Al eingetragen, $NaHCO_3$ und S zugegeben; zu Gebrauchsgegenständen. (Kr. nach D.R.P. 152 784.)

— nach Morris; mindestens 70 Al und 1—6 Fe mit anderen härtungsbildenden Elementen, auch Ni. (Am. P. 1 227 174; R. 113.)

— nach Partins. Al, Cu und Sn mit W und Sb. (Engl. P. 21 575/95; R. 106.)

— nach Pruzkowski. 1 At. Al mit 2 At. eines Metalls der Fe-Gruppe; sollen sich bei Rotglut nicht verändern. (D.R.P. 132 794; R. 114.)

Aluminiumleg. nach Purvis. 88 Al, 7.5 Cu, 4 Sn, 0.5 Mn. (R. 127.)

— nach Roche. Al-Sb wird durch W zäh, hart und elastisch. (R. 106.)

— nach Roman. Al mit Ni oder Cu und W, Cu + W 5 bis 6 %. (Engl. P. 21 186/95; D.R.P. 82 819.) Soll gut säurebeständig sein und sich beliebig mech. bearbeiten lassen. (R. 106.)

Aluminiumleg. nach Rübel. 32 Ni, 31 Fe, 30 Al, 7.5 Mn. (Am. P. 1076455; R. 114.)
— nach Smart. Al mit 10—20 Cu + Zn und 0.1 — 2 Mg. (R. 126.)
— nach Sorel. Al mit 3—5 Ni, 1 Cr oder Ti. (Franz. P. 456811/2.)
— nach Suchier. Al mit zusammen 0.5 bis 10 Cr und Ni; von großer Härte, höherem Schmp., großer Geschmeidigkeit und Biegsamkeit. (Franz. P. 466293; Öst. P. 74231; R. 106.)
— nach De Susini. I. 90 Al, 10 Mn. (R. 133.) — II. 95 Al, 2.5 Cu, 1.5 Mn, 1 Zn. (R. 126.) — III. 87—98 Al, 1—5 Mn, 1.5—2.5 Cu, 0.5—1 Zn. — IV. 92 Al, 2—8 Mn, 4.3 Cu, 1.5 Zn. (III. u. IV. Franz. P. 246878; R. 108.)
— nach Vaugeans. Al mit Sn und Ni und Zusatz von Hg und W (beide im Verhältnis 9 : 1); soll doppelte mech. Festigkeit wie gewöhnliches Al haben. (Fr. P. 504693; R. 106.) Der Hg-Zusatz erscheint sehr bedenklich!
Aluminiumleichtleg. für Kolben. 88 Al, 12 Cu.

bei t°	20	200	250	300	350
K_z	21.0	9.80	6.3	4.4	2.4
φ	7.2	5	6	6	19

(Z. Met. 1922. **14**. 372). S. a. S. 206.
Aluminiumlote (s. a. Schweißlot). Nach Moureys: I. 80 Zn, 8 Cu, 12 Al; II. 88 Zn, 6 Cu, 9 Al; III. 88 Zn, 5 Cu, 7 Al; IV. 90 Zn, 4 Cu, 6 Al; V. 94 Zn, 2 Cu, 4 Al; nach Bourbouzes: VI. 81.8 Sn, 18.2 Al; nach Frishmuth: VII. 47.4 Zn, 31.5 Sn, 10.5 Al, 5.3 Cu, 5.3 Ag; oder VIII. 99—92 Sn, 1—8 Bi; nach Neilds: IX. Al + Sb + Zn; weiß; X. 58,4 Al, 32.4 Cu, 9.1 Ag. (D.R.P. 64857; R. 125.) D. ∾ 7—7.5; Schmp. ∾ 200—500; Cu wird zuerst mit dem Al verschm., dann dem Zn zugesetzt; zum Löten von Aluminiumwaren; VIII. kann mit dem Lötkolben aufgetragen werden; I. besonders zu Schmuckwaren; IV. am häufigsten verwendet; IX. nach D.R.P. 143397. Beim Löten von Al allgemein HNO_3haltige Nitrate oder Alkalinitrite in Lsgg. (Kr.) Neuerdings Li-F-haltige Flußmittel.
— weich. I. Sn 1—K: 78.0 Sn, 9 Al, 8 Zn, 5 Cd; Schmp. 194—260; $K_z = 10$; $\varphi = 18$; $\psi = 41$. — II. Sn 3—K: 84.0 Sn, 9 Zn, 5 Al, 2 Phosphorzinn; Schmp. 93—238; $K_z = 7.8$; $\varphi = 8$; $\varphi = 41$. — III. Zn 1—K: 75 Zn, 20 Cd, 5 Al; Schmp. 129—190; $K_z = 19.6$; $\varphi = 0$; $\varphi = 1.9$. — II. vom Bur. Stand. als Lot mit niedrigem Schmp. empfohlen. (Foundry **52**. 687; C. Hütt. **1925**. 112; nach Ch. Vickers, The Foundry **1924**. 100; Gieß. 1924. **11**. 525.)
Aluminiummagnesium, aluminiumreich (s. a. Magnalium). I. 95.5 Al, 4 Cu, 0.5 Mg; weiß; D. ∾ 2.7; Schmp. ∾ 700; zu Gebrauchsgegenständen, besonders Luxusfassungen in der Optik. (K.) — II. 99 Al, 0.9—1 Mg, 0.1 bis 0.2 P-Sn. — III. etwa 97.4 Al, 2—2.25 Mg, 0.35 P-Sn. — IV. etwa 94.5 Al, 3.5—4.5 Mg, 1—1.4 P-Sn. (D.R.P. 266423; Am.P. 1175655.) — V. 92 Al, 7.6 Mg, 0.4 Sn; soll sehr widerstandsfest, auch gegen chem. Einflüsse sein. (Naylor und Hutton.) — VI. 87 Al, 10 Mg, 3 Mn; für Kunstguß. (Elektroch. Z. 1922. **28**. 71.)
— magnesiumreich (s. a. Elektron). 94 Mg, 6 Al; D. ∾ 1.8; Schmp. ∾ 600; besonders für Kokillenguß, $K_z = 18$, $\varphi = 5$; bei Sandguß $K_z = 14—15$, $\varphi = 7—5$. (The Foundry **1924**. 96, 27: Gieß. 1924. **11**. 526.)
— für Zahnplomben. Al mit 1 Mg und 0.1 Na + Spuren P, Pb, Si und Sn. (Franz. P. 450805; R. 124.) Nicht mehr verwendet.
Aluminiummagnesiummangan. Weiß; Desoxydationsmittel. (K. Wagenmann und M. Welter, D.R.P. 288701.)
Aluminiummagnesiumnickel. I. 90 Al, 8 Mg, 2 Ni; K_z 46.6; φ 0.7. — II. 97 Al, 1 Mg, 1 Sn, 1 Ni. (D.R.P. 266423; R. 124.) — III. 73.2—73.6 Al,

16.1—8.2 Mg, 10.7—18.2 Ni. (Franz. P. 472930.) — IV. Ni mit Al und Mg. (Brooke und Mackintosh; Engl. P. 14192/1910; Öst. P. 54510; R. 86, 114.)

Aluminiummagnesiumzink (s. a. Elektron). Nach Murmann. I. 92 Al, 4.4 Zn, 3.6 Mg; II. 72 Al, 14.5 Zn, 13.5 Mg; weiß; D. ∾ 2.8; Schmp. ∾ 650; als Leichtmetall. (K.)

Aluminiummanganbronze. I. Cu mit 6—11 Al und 0.5—1.5 Mn; chem. sehr widerstandsfest. (Am. P. 1007548.) — II. Cu mit bis 20 Mn und 6 Al; glühend schmiedbar, nach langsamer Abkühlung magnetisierbar. (R. 118.)

Aluminiummangannickelbronze. Cu mit 6.2—11 Al, bis 6 Ni, bis 5 Fe, bis 3 Mn, 0.1—1 Ti; von hoher Festigkeit und chem. Widerstandsfähigkeit. (Engl. P. 135963; R. 119.)

Aluminiummangansilber. 85 Al, 10 Mn, 5 Ag; für Tafelgeräte. (R. 133.)

Aluminiummangansilicium. I. 50 Mn, 30 Si, 20 Al, Spuren P und S. II. 58.9 Mn, 32.8 Si, 10 Al, 3.9 Fe, 1.4 C; weiß; Legiermetall. (K.) III. 50 Mn, 15 Si, 25 Al, 5 Fe, 5 Ca; Vorleg. (D.R.P. 217191; R. 122.)

Aluminiummanganwolfram. 86.75 Mn, 7.5 W, 2 Al, 1 Cu, 0.75 Ni. (Pearson und Pratt; R. 122.)

Aluminiummanganzink. 90 Al, 5.4 Mn, 4.6 Zn; für porenfreien Guß. (R. 133.)

Aluminiummessing. I. 63 Cu, 36.8—28.8 Zn, 8—0.2 Al; gelb; D. ∾ 8,2; Schmp. ∾ 850; härter als Messing, beim Erstarren starke Zusammenziehung; gut gieß- und schmiedbar, K_z 30—69, φ 61—6.5; mit 1% Al: K_z 40, φ 50; mit 3% Al: K_z 60, φ 7.5; mit 8% Al beständig gegen Säuren und Pulvergase, selbst bei geringerem Al-Gehalt gegen Oxd.; aus Al-Bronzen durch Verschm. mit Cu und Zn, oder durch Lösen von Al in Messing; als Ersatz für Phosphorbronze, zu Armaturen für Papierfabriken usw. (Kr.) — II. 50 Cu, 45 Zn, 4 Al, 1 Cs; III. 56 Cu, 30 Zn, 6 Ni, 2 Sn, 2 Bi, 1 Cr; IV. 40—55 Cu, 40 und mehr Zn, 0.5—3 Al, 1—3 Mn, 1—2 Fe, 3—15 Ni (Minet-Abel, 1902); V. 71 Cu, 27.5 Zn, 1.5 Al; K_z bis 50; V. 67—67.5 Cu, 30 Zn, 3—2.5 Al; K_z 21—45; VII. 67.7 Cu, 26.8 Zn, 5.8 Al; K_z bis 65; VIII. 55.8 Cu, 43 Zn, 1.2 Al; K_z 50; IX. 55.8 Cu, 42 Zn, 2.2 Al.

Aluminiumnickel. I. 76.4 Ni, 23.6 Al; II. 40 Ni, 30 Al, 20 Sn, 10 Ag; weiß; I. K_z ∾ 40; zu Schmuck- und Gebrauchsgegenständen; III. 82 Ni, 18 Al; IV. 95—97 Ni, 3—5 Al. V. Al, Ni und Cu; $K_z = 12—18$, $\varphi = 5—2$; Gußmetall; zuverlässiger als Al für mäßig beanspruchte, leichte Maschinenteile. VI. 94.5 Al, 5.5 Ni (Davis 1910; R. 153); VII. 80 Al, 20 Ni (Read; R. 133). (III. nach Ch. Margot, Arch. Ph. nat. 1896. [3] **41**. 34; V. nach Bersch, Lex. d. Metalltechnik.) (K.)

Aluminiumnickelbronze. I. 88 Cu, 10 Ni, 2 Al; II. 90 Cu, 9.8 Ni, 0.2 Al; III. 40 Ni, 30 Al, 20 Sn, 10 Cu; weiß; hart, gut polierfähig; widerstandsfähig gegen chem. Einflüsse; zu chirurgischen Instrumenten und App. (Kr.)

Aluminiumnickelsilicium. 47.2 Si, 30 Ni, 2.9 Al, 2.6 Cu, 0.9 Mn, 0.6 Mg, 0.15 Ca, Spur Zr. (K.; R. 122.)

Aluminiumnickeltitan. I. 97.6 Al, 2—3.5 Ni, 0.4 Ti; II. bis 2 Ti; weiß; D. ∾ 2.8; Schmp. ∾ 650; zäh und fest; dichter und porenfreier Guß für Gebrauchsgegenstände. (Kr. nach Zentralstelle wiss.-techn. Unterss., D.R.P. 154485.)

Aluminiumnickelwolframzinn. 89 Al, 7 Sn, 2.5 Ni, 1.5 W mit Hg. (Franz. P. 504693; R. 132.)

Aluminiumnickelzink. 85 Al, 10 Ni, 5 Zn; weiß; D. ∾ 3; Schmp. ∾ 750; nach Escard zum Guß für Gebrauchsgegenstände. (K.)

Aluminiumnickelzinn. I. 95 Al, 3 Sn, 2 Ni (Z. Met. Nr. 3645 der Bibliographie); II. 83 Al, 15 Sn, 2 Ni; III. 87 Al, 10 Sn, 3 Ni; IV. 85 Al, 11 Sn, 4 Ni. (II.—IV. nach Minet-Abel 1902.)

Aluminiumsilber. I. 95 Al, 5 Ag; II. 97.1 : 2.9; III. 50 : 50; IV. 66.7 : 33.3; V. 96—92 Al, 4—8 Ag (Andrews); VI. 90—95 Al, 10—5 Ag; VII. 85 Al, 15 Ag (D.R.P. 302 811); VIII. Al mit bis 2.5 Ag und 0.1—1 Mg (D.R.P. 132 612); IX. Al mit 6—9 Ag und 1 Mg. Weiß; I. D. ∾ 2.9; Schmp. ∾ 650; gut polierbar; II. gut elastisch; III. hart wie Bronze; bleibt an der Luft schön weiß; II. zu Federn und Dessertmessern; IV. auch Tiers Argent oder Drittelsilber genannt; V. für Schmucksachen; VI. hart, für Tafelgeräte; VII. für Wassermesserteile; IX. für Gravierungen. (Kr.; R. 124.)

— mit Zusätzen. I. 74 Al, 14.8 Ag, 3.8 Cu, 7.4 Zn (Am. P. 1 121 268); II. 79.4 Al, 15.9 Ag, 4 Cu, 0.7 Cd (Franz. P. 468 853); III. 78.1 Al, 11.7 Ag, 7.8 Cd, 2.4 Ti (Am. P. 1 121 267); IV. 70 Al, 28 Ag, 1 Mo, 1 Mn (Elektroch. Z. 1922. **28.** 71); V. und VI. = Acieral (Franz. P. 532 092); V. 96.65 Al, 1.5 Ag, 0.3 Cu, 0.1 Cd, 1 Ni, 0.25 Co, 0.15 Sn, 0.05 W; VI. 96.15 Al, 1.75 Ag, 0.13 Cu, 0.2 Mg, 1.75 Ni oder Co, 0.02 W; VII. Al mit 5—10 Ag, 5—15 Ni oder Co + Spuren Cr, W, Mn, Si, Fe (D.R.P. 230 095); VIII. 69.4 Al, 13.7 Ag, 2.7 Cu, 9.1 Ni, 2.3 Co, 1.4 Sn, 0.9 Cd, 0.45 W (Franz. P. 473 412; R. 125); IX. 80.8 Ag, 12.6 Al, 6 Pb. (Wright, Proc. R. Soc. 1893. **52.** 11; R. 117.)

Aluminiumsilicium (s. a. Alpax, Alusil, Silumin, Supraleg.) I. Al mit 11—14 Si (Silumin); II. 8—20 Si (Am. P. 1 387 900); III. 1.5—20 Si + Zn, Cu, Ni (Franz. P. 552 347); IV. 8—13 Si, bis 1.5 Sb (Engl. P. 195 048); V. 10.7—5 Si und 4 Zn (Engl. P. 181 015); VI. 5—25 Si, 0.5 Fe (Engl. P. 158 827; Schweiz. P. 94 498); VII. 10.7 Si, 1.8 Fe, 0.26 Mn, 0.2 Cu (Pacz, Schweiz. P. 94 499); VIII. 5—15 Si, bis 2 Fe, 0.1—1.5 Co. (Franz. P. 559 246; R. 132.)

Aluminiumsiliciumbronze. 92 Cu, 5 Al, 3 Si. Nach L. Guillet (Rev. Mét. 1923. **20.** 771) verbessert Si die Eigenschaften von Al-Bronze wesentlich.

Aluminiumstahl. I. (Satz) 75.5 Fe, 24.5 Al; II. (Analyse) 75.6 Fe, 23.2 Al, 0.5 Mn, 0.3 Si, 0.3 C, 0.1 P; III. 99 Fe, 0.8 Al, 0.2 C; silberweiß; I. und II. D. ∾ 6; III. D. ∾ 7.75; Schmp. ∾ 1400—1500; I. und II. von großer Härte; über 5 Al hört permanenter Magnetismus auf; III. $L_{sch} = 1.8$; I. und II. rosten nicht; für Dynamo- und Transformatorenbleche. (Kr. und K.)

Aluminiumtellurzink. Al mit 14—19 Zn, 0.25—1.25 Te. (Am. P. 1 102 618; R. 129.)

Aluminiumtitan. I. 69.63 Al, 30.37 Ti; seit 1903 als Zusatzleg. im Handel (Moissonnier); II. 70 Al, 28.1 Ti, 1.8 Si. (Levy, C. r. 1888, **106.** 66; R. 131.)

Aluminiumtitanbronze. 68.7 Cu, 12.2 Fe, 9.4 Al, 6.6 Ti, 2.7 Sn, 0.14 Sb. (Goldschmidt; R. 119.)

Aluminiumtitanzink. 84.4 Al, 15 Zn, 0.6 Ti. (Engl. P. 133 373.)

Aluminiumuran. 62.8 U, 34.8 Al, 1.4 Ca, 0.51 C, 0.25 Si. (Heiler, 1922; R. 122.)

Aluminiumvanadium. Zusatzleg. für Bronze und Messing. (Clark, Z. Dampfk. 1916. Nr. 11; Z. Ver. Ing. 1916. **60.** 1108.)

Aluminiumwismut. Z. B. 90 Al, 5 Bi, 2.5 Fe, 2.5 Ni. (Chassereau und Mourlon; D.R.P. 133.910; R. 113.)

Aluminiumwolfram. 98 Al, 1.4 Sb, 0.4 W, 0.2 Fe; weiß; D. ∾ 2.8; Schmp. ∾ 650; für Gußgegenstände. (K.)

Aluminiumwolframmessing. 82.2 Al, 12.3 Cu, 4.5 Zn, 1 W; weiß; D. ∾ 3; Schmp. ∾ 650; zu Motorgehäusen und ähnlichen Gußwaren. (K.) S. a. Aluminiumkupferwolfram und Aluminiumkupferzink XXII.

Aluminiumwolframzink. Al mit 2—7 Zn, Spuren Cu + W. (D.R.P. 123 820; R. 129.)

Aluminiumzink. I. 90 Zn, 8.5 Al, 1.5 Ca; weiß; D. ∾ 7; Schmp. ∾ 400. — II. 95 Zn, 5 Al; für billigen Guß; Zusatz für Messingschmelzen. (K.) — III. 50—80 Al, 49—14 Zn, 0.25—1.5 Fe; K_z bis 33.7; leicht verarbeitbar und

lötbar; hohe el. Leitfähigkeit; in Amerika benutzt. (Z. angew. Ch. 1919. **32.** B. 642; II. Ind. chim. **1918.** 5.) — Anwendbar sind nur Legg. mit bis etwa 18.5 % Zn oder ∾ 2 % Al, denn die von mittleren Konz. neigen zu sehr starken Vol.-Änderungen infolge des Zerfalls der intermetallischen Verb. Al_2Zn_3. — IV. 70 Al, 30 Zn; bei 500° dünnfl., fest wie Gußeisen, aber so leicht wie Messing bearbeitbar. (D. W. Kaiser, Röhren-Ind. **1914.** 164.) V. Al mit 12 Zn, 4 Cu (Met. I. London **17.** 213 u. 238) — VI. Zn mit 15—20 Al, Spuren Cu, Schmp. 427, unbrauchbar wegen Vol.-Veränderung (Zelco Metal Co. 1919); VII. 95 Zn, 3 Al, 2 Cu, für billigen Kokillen- und Spritzguß; VIII. 97 Zn, 3 Al; IX. 96 Zn, 4 Al; X. 93 Zn, 7 Al, bedenklich hoher Al-Gehalt; XI. 86 Zn, 3 Cu, 11 Al, ebenso bedenklich; XII. 91 Zn, 6 Cu, 3 Al (E. H. Schulz, Ch. Z. 1915. **39.** 547, Z. Met. 1921); XIII. 95—90 Zn, 5—10 Al (Krause, Al. 1914); XIV. 84 Zn, 16 Al, sehr bedenkliche Zus. (Am. P. 1417348); XV. 81.2 Zn, 17.1 Al, 0.7 Fe, 0.4 Cu, nach W. Rosenhain unbrauchbar; XVI—XVIII. 92, 90, 88 Al mit 8, 10, 12 Zn (E. H. Schulz, Nat. 1920; R. 129); XIX. 85—90 Al, 15—10 Zn (Z. Met. 1921); XX. 77 Al, 23 Zn (Gaskin 1911); XXI. 75 Al, 25 Zn, = Ziskon, D. 3.35; XXII. 66.7 Al, 33.3 Zn, = Alzen (Escard 1918), Zn-Gehalt erscheint bedenklich hoch, K_z 24.6 (L.-B.); XXIII. Al mit 49.8—42.3 Zn, 1—3.2 Cu, 1.6—8.2 Mg (Franz. P. 472930), sehr bedenkliche Zus. wegen Vol.-Änderungen; XXIV. 88.7 Al, 10.2 Zn, 0.7 Cu, 0.4 Mg (Smart; R. 130); XXV. 76.5 Al, 20 Zn, 2.5 Cu, 0.5 Mg, 0.5 Mn, von hoher Festigkeit (Barclay, Z. Met. 1921. **13.** 579; 1922. **14.** 371; R. 130); XXVI. Al mit 8—10 Zn, 0.5 Mg (E. H. Schulz 1920; R. 130). — Vgl. a. Alneon und die Straßerschen Legg.

Aluminiumzinkzinn. Al mit 1.5—15 Zn und 0.5—7 Sn; für H_2-Erzeugung. (Uyeno; R. 131.)

Aluminiumzinn. I. 90.9 Al, 9.1 Sn. (Bourbouze 1886.) — II. Al mit 0.7 bis 3.75 Sn + 1—0.2 P (Am. P. 1254854); für Unterseebootteile und Flugzeuge. (R. 132.) — III. 55 Sn, 23 Zn, 2 Al, 2 Ag. (Malveno.) — IV. 62.5 Sn, 12.5 Pb, 12.5 Zn, 6.2 Al, 6.2 P. (Gross.) — V. 66 Sn, 15.5 Al, 9 Bi, 7 Sb, 2.25 Mg, 0.25 V. (Am. P. 1020757.) — VI. 50 Sn, 20 Al, 25 Pb, 4 Cu, 1 Sb; zerfällt beim Lagern. — VII. 50.5 Sn, 48.8 Al, 0.33 Fe, 0.2 Cu, 0.1 Pb (Kr.); auch bedenkliche Zus. — VIII. 30.5 Sn, 50 Al, 12.5 Cu, 6.2 Mn, 0.8 Sb, 0.2 Mg; hart, nicht brüchig; gut gießbar und säurebeständig. (Am. P. 1422591.)

Alusil. Allgemein Al mit 21—35 Si. Z. B. Nr. 658. 21.84 Si, 1.16 Cu, 0.52 Fe, Rest Al; H_B 86—90; für Leichtkolben von Verbrennungskraftmaschinen; kleinster Wärmeausdehnungskoeffizient aller Leichtkolbenlegg. $\alpha_{300}^{20} = 17$ bis 18×10^{-6}; A ∾ 0.34.

Alzen. 66.7 Al, 33.3 Zn. (Escard; R. 129.)

Amalgam des Lipowitzschen Metalls. 46.8 Bi, 25 Pb, 12.5 Sn, 9.4 Cd, 6.3 Hg; weiß; D. ∾ 11; Schmp. ∾ 62; für Abgüsse nach Gipsmodellen, kleine Büsten usw., manchmal zu Plomben; ist galvanisch gut zu vergolden. (Kr.)

Amalgam für Elektrisiermaschinen s. Kienmayersches Amalgam.

Amalgam zum Verzinnen. Sn und Hg in wechselnden Mengen; weiß; für sehr kleine Eisengegenstände, die getrocknet sich gut polieren lassen. (Kr.)

Amaxmetall. 81.3 Cu, 11 Sn, 7.4 Pb, 0.3 P; gelbrot; D. ∾ 8.9; Schmp. ∾ 900.

Ambrac. 75 Cu, 20 Ni, 5 Zn; säurebeständige Bronze für chem. Industrie. (Met. I. London 1926. **29.** 511.)

Amerikanische Aluminium-Gußleg. 92 Al, 8 Cu; weiß; D. 2.85; Schmp. ∾ 620. (Am. P. 1387900; R. 125.)

Amerikanisches Metall für den Automobilbau. 65 Sn, 29 Zn, 4.5 Cu, 1.5 Pb; weiß; besonders für Achslager.

Amerikanisches Nickel s. Nickel, amerikanisches.

Ammoniumamalgam. Von wechselnder Zus.; grauweiß; zerfällt an der Luft in NH_3 und Hg; Eintragen von Na-Amalgam in NH_4Cl-Lsg. (Kr.)

Ampco-Metall. Al-Cu-Fe-Leg; schmied- und schweißbar. (Am. Mach. **65**. 377; C. Hütt. **1927**. 152.)

Ampeobronze. 43—70 Cu, 13—50 Fe, 5 Al; D. ∾ 7.5; K_z bis 48, H_B = 28—45; gut gieß-, schmied-, zieh- und schweißbar. (Mech. World 1921. **70**. 272.)

Anka. Austenitischer rostfreier Stahl von Brown, Bayley's Steel Works, Sheffield, mit 15—16 Cr, 10—11 Ni, Rest Fe.

Anodenzink nach Sänger (D.R.P. 240630). 98.5—99.5 Zn, 0.5—1.25 Pb, 0.1—0.2 Fe, 0,01—0,1 Cu.

Antacid. 12—18 Si, Rest hauptsächlich Eisen; z. B. 83.3 Fe, 16.0 Si, 0.35 C, 0.25 Mn, 0.05 P und 0.025 S; D. ∾ 7.2; Schmp. ∾ 1500; L_{sch} = 1.5—2 %; zum Guß von säurefesten Behältern, Pfannen, Retorten, Calotten, Röhren, Absperrventilen, Pumpen, Autoklaven, Beizträgen, Rührwerken usw. für H_2SO_4 von 40° Bé, HNO_3 aller Konzz.; so hart, daß Bearbeitung nur durch Schleifen erfolgen kann. (Wesselinger Gußwerk Hans Eichler; Namenschutz.) S. a. Thermisilid.

Anti Attrition Metal (London). I. 60 Zn, 38 Sn, 2 Cu; II. 85 Zn, 11 Sn, 4 Cu; für Achslager.

Anticorodal. Al-Leichtleg. mit 1.0 Si, 0.6 Mg, 0.5 Mn; D. 2,8; H_B 95; σ_f 25; K_z 25—32; φ 5; L_{sch} 1.45; vergütbar, aber auch für Gußzwecke, ähnlich K-S-Seewasser-Leg. (v. Zeerleder, Schweiz. Bauz. 1928. **91**. 27.)

Anticorro-Stähle. I. Poldi AK3: härtbar, bleiben schneidend, polierfähig, rostsicher und widerstandsfest gegen org. Säuren und HNO_3. — II. Poldi AK2: vergütbar, hohe Warmfestigkeit, auch in Hochspannungsdampf, rostsicher, sonst wie AK3. — I. für nichtrostende Messer und Gewehrläufe; II. besonders für rostsichere Bleche. Maschinen- und Bauteile, sonst wie I.

Antifriktionsmetalle. I. nach Dunlevic und Jones: 85 Zn, 10 Sb, 5 Cu; II. nach Fentand: 79.3 Zn, 15 Sb, 5.6 Cu, 0.1 Pb; III. nach Knießz: 40 Zn, 3 Cu, 42 Pb, 15 Sn; IV. nach Dudley: 1.6 Cu, 0.3 Pb, 98.1 Sn; V. nach Salge: 85.1 Zn, 4 Cu, 1.1 Pb, 9.8 Sn; VI. amerikanische: 1 Zn, 19.6 Sb, 78.8 Pb, 0.6 Fe; VII. russische 1903: 81.7 Zn, 11.3 Sb, 7 Cu; VIII. russische 1904: 80 Zn, 12 Sb, 8 Cu; IX. nach Dunlevic und Jones: 20 Zn, 20 Sb, 60 Pb; X. nach Francis Eyre Comp.: 75 Pb, 15 Sb, 6 Sn, 3 Cu, je 0.5 Guß- und Schmiedeisen; oder XI. 60 Pb, 12 Sb, 19 Sn, 8 Cu, je 0.5 Guß- und Schmiedeisen; I.—IX. weiß; für Lager; III. besonders für Dampfschieber. (Kr. und K.) X. und XI. weißgrau; D. ∾ 10; Schmp. ∾ 300; Fe mit fl. Cu, die anderen Metalle eingetragen; X. zu Lagern; XI. zum Bekleiden von Ventilen usw. (Kr. nach D.R.P. 148929.)

Antimonblei (s. a. Hartblei und Weißmetall). I. 93.4 Pb, 6.4 Sb, 0.2 Cu (Karmarsch), für billige Lager; II. 75.6 Pb, 16.7 Sb, 0.4 Cu, 7.3 Sn (Katzenstein); III. 80 Pb, 15 Sb, 5 Sn; IV. 65 Pb, 25 Sb, 10 Cu, für Lokomotivlager der franz. Ostbahn; V. 20 Pb, 60 Sb, 20 Sn; VI. 80 Pb, 8 Sb, 12 Sn, für Stopfbüchsen; VII. 70 Pb, 20 Sb, 10 Cu, für Exzenterbügel; VIII. 70 Pb, 10 Sb, 20 Sn, für Exzenterringe bei den franz. Staatsbahnen. — Alle weiß; I. D. ∾ 10.9; II. D. ∾ 10.1, Schmp. ∾ 300; III.—VIII. D. ∾ 7—10, Schmp. 300—400; III. σ_f 1.28, K_z 4, E 2750, φ 0.5; für Druck: σ_f 1.6, K 11, E 2970, K_b 7.6, K_s 3. (Kr., K., L.-B.; IV.—VII. nach Z. Ver. Ing. 1893. **36**. 1310.)

Antimonbronze. I. 86 Cu, 9 Sn, 5 Sb; II. 83.5 Cu, 9 Sn, 5 Sb und 3.5 Zn; I. als Lagermetall bewährt, II. für Torpedoräder. (D. W. Kaiser, Röhren-Ind. **1914**. 163.)

Antimoneisen. 70 Sb, 30 Fe; weißgrau; D. ∾ 7; Schmp. ∾ 1000. (K.)

Antimoneisenkupferzinn. 97.6 Sb, 1.3 Fe, 0.7 Cu, 0.4 Sn; weiß; D. ∾ 7.3; Schmp. ∾ 630; L_{sch} 0.29—0.66. (L.-B.)
Antimoneisenmessing. 56.56 Cu, 38.8 Zn, 1.7 Mn, 1.45 Sb, 1.02 Fe, 0.25 Sb und 0.2 Pb; soll nach längerem Lagern das grobe Gefüge verlieren (?.v. Schw.), aber spröde werden. (D. W. Kaiser, Röhren-Ind. **1914**. 163.)
Antimonkupfer. I. 94.3 Cu, 5.7 Sb; nach D.R.P. 54846 gut luftbeständig. — II. 50 Cu, 50 Sb; violett; sehr spröde.
Antimonkupferzink. 83 Zn, 13 Sb, 4 Cu; für Achslager.
Antinit Cr-Stahl mit 16.5 Cr, 0.5 Si, 0.14 C, Spur Mn, Rest Fe; für Gewehrläufe, Kalorimeterbomben und ähnliche Teile, wie Anticorro. (St. E. 1926. **46**. 814.)
Antox. Al-Zn-Leg. (D. Metw. I. **1926**. 93.)
Aphtit. I. 66 Fe, 23 Ni, 5 Cu, 4 W; II. 70 Cu, 20 Ni, 5.5 Zn, 4.5 Cd; III. 75.1 Cu, 20.7 Ni, 2.4 Zn, 1.8 Cd; alle weiß; D. ∾ 8; Schmp. I. ∾ 1300, II. und III. ∾ 850; für Kunstguß. (I. Kr., II. und III. K.)
Aplitit. 68 Ni, 23 Fe, 5 Cu, 4 W; hart und dicht; für Maschinenteile. (Kr.)
Appelbaums Composition. 58 Cu, 42 Zn; als Hartlot. (Kr.)
Argental (s. a. Adams (Mc) Argental). 55 Cu, 23 Ni, 17 Zn, 3 Fe, 2 Sn; gelbweiß; D. ∾ 8.6; Schmp. ∾ 950; wie Neusilber. (L. Guillet, All. mét., 916.)
Argentalium. Al-Sb-Leg. (D. Metw. I. **1926**. 93.)
Argent allemand s. Neusilber.
Argentan (Argentin) s. Neusilber.
Argentanlot. I. 57 Zn, 35 Cu, 8 Ni; II. 50 Zn, 38 Cu, 12 Ni; gelbweiß; D. ∾ 8; Schmp. I. ∾ 800, II. ∾ 950; I. für Neusilber-, II. für Eisen- und Stahllötung. (Kr.)
Argentchristofle s. Neusilber.
Argent Fontenay. I. 50 Cu, 30 Ni, 20 Ag; II. 40.8 Ni, 33.4 Cu, 25,8 Ag; III. 44.5 Cu, 28.2 Ag, 27.3 Ni.
Argent français s. Argent Ruolz.
Argentinisches Metall (oder Métal argentin). 85 Sn, 14.5 Sb, 0.5 Cu; weiß; D. ∾ 7, Schmp. ∾ 300; zu Teekannen, Löffeln usw. (K.)
Argent Neuf s. Neusilber.
Argent Ruolz. I. 33 Ag, 37—42 Cu, 25—30 Ni; II. 40 Ag, 30—40 Cu, 20—30 Ni; III. 20 Ag, 45—55 Cu, 25—35 Ni; IV. 33.3 Ag, 41.8 Cu, 8.6 Ni, 16.3 Zn; V. 34 Ag, 42 Cu, 8 Ni, 16 Zn; VI. 40 Ag, 44.6 Cu, 4.6 Ni, 10.8 Zn; VII. 40 Cu, 33 Ag, 27 Ni; weiß; D. ∾ 10; Schmp. ∾ 900; IV. weicher als I.—III., auch zu Blech oder Draht zu verarbeiten; besonders für Tafelgeräte, II. und VI. zum Einsetzen von Edelsteinen. (Kr.; D. 1862. **165**. 129.)
Argilit. 90 Al, 6 Cu, 2 Bi und 2 Si; weiß; D. ∾ 2.9; Schmp. ∾ 650; soll gegen Druck und Korrosion widerstandsfähig sein. (Jacquier, D.R.P. 224550.)
Argiroid s. Neusilber; ist immer galvanisch versilbert.
Argoidmetall. Weiß; eine Gußleg. wie etwa Messing, in Amerika gebraucht. (Metalltechnik 1925. **50**. 114.)
Arguzoid. 56 Cu, 23 Zn, 13 Ni, 4 Pb, 4 Sn; silberweiß; D. ∾ 8; Schmp. ∾ 900; sehr dehnbar; zu Kunstgegenständen und wie Neusilber. (Kr.)
Argyroid (s. a. Argiroid). 70 Cu, 25 Ni, 5 W; für Eßbestecke.
Argyrolith s. Neusilber.
Argyrophan. Versilbertes Neusilber.
Arkometall. 80 Cu, 20 Zn; gelbrot; D. ∾ 8.5; Schmp. ∾ 1000; wie Tombak. (K.)
Armco-Eisen. Nahezu reines Fe, sehr C-arm, wenig rostend. (Am. Rolling Mill Co., Middletown, Ohio; St. E. 1922. **42**. 229.)
Arsenbronze. 79.1—89,2 Cu, 10 Sn, 7—9.5 Pb, 0.8—1.4 As; z. B. 89.2 Cu,

7 Zn, 3 Sn, 0.8 As; gelb; D. ∾ 8.7; Schmp. ∾ 1000; zu Gußzwecken. (Kr. und K.)

Arsenkupfer. I. 70 Cu, 30 As, etwa Cu_3As; weiß; Schmp. ∾ 830; hart, aber spröde; läuft an feuchter Luft schnell braun an; Öfen zum Verschm. von As mit Cu-Spänen nach W. Mink (D.R.P. 103119); zu Gußzwecken für Gegenstände, die nicht mit Eßwaren in Berührung kommen; Vorsicht wegen der As-Dämpfe. (Kr.) II. 63—46 Cu, 37—54 As, als Zusatzleg.; besonders für Feuerbüchsen bis 0.6 As, z. B. 99.85 Cu, 0,15 As oder 99.55 Cu, 0.45 As.

Arsenkupferplatin. 80 Cu, 19—19.5 Pt, 1—0.5 As. — Mit noch anderen Elementen: 57.7 Cu, 27.3 Sn, 10.5 Pt, 3 Zn, 1.2 As. (Coopers Spiegelmetall; s. a. dieses.)

Arsenkupfersilber. 49 Ag, 49 Cu, 2 As; weiß; früher in England zu Tischgeräten verarbeitet. (Kr.)

Ascoley. Rostfreier Stahl der Alleghany Steel Co. mit 14 Cr.

Ashberrium. I. 80 Sn, 14 Sb, 2 Cu, 2 Ni, 1 Zn; II. 79 Sn, 15 Sb, 3 Cu, 1 Ni, 2 Zn; weiß; D. ∾ 7; Schmp. ∾ 300; zu Gußzwecken. (Kr.; K.)

Ashberrymetall. 77.8 Sn, 19.4 Sb, 2.8 Zn; weiß; D. ∾ 7; Schmp. ∾ 300; zu Lagerschalen. (K.; L.-B.)

Aterit. Gegen 20%ige H_2SO_4 gut beständige Leg. (Ch. Met. Eng. 1926. **23**. 611; Korr. 1928. **4**. 184.)

Atherium. D. 2.4—2.57; Schmp. ∾ 1200; K_z 29—29.5, φ 17.5, σ_f 23.5, ψ 39; Leichtmetall; durch Abschrecken des glühenden in W. weich und ziehbar; hält sich gut an der Luft; löt-, gieß-, zieh- und schweißbar (nach P. Stephan geliefert von Pritt, Bowley & Co., London E. C.; T. Eng. 13. 1. 1911; Z. Ver. Ing. 1911. **55**. 159).

Auermetall s. pyrophore Legierungen.

Augalit. 92 Al, 5 Cu, 2 Bi, 1 Si; weiß; D. ∾ 2.9; Schmp. ∾ 700.

Auralbin. Weißgold für zahnärztliche Arbeiten von C. Hafner, Pforzheim.

Automo. Al-Leg.; D. = 2.98; K_z = 18—19; φ = 0—0.5 bei Sand- und Kokillenguß. (Al-Ind. AG., Neuhausen.)

Automobillagermetall. I. nach Siemens & Halske: 47.5 Zn, 47.5 Cd, 5 Sb; II. der amerik. Regierung: 88.8 Sn, 3.7 Cu, 7.5 Sb; III. amerik. Privatleg.: 89 Sn, 4 Cu, 7 Sb; IV. franz. Privatleg.: 10 Sn, 75 Pb, 15 Sb; alle weiß. (K.)

Avametall. 96 Zn, 2 Cu, 2 Al; minderwertiger Messingersatz.

Avional. Al-Blechleg.; K_z 60—70, φ 2—4. (Al-Ind. A.G., Neuhausen; Al. **1927**. Nr. 12. 9.)

AWP-Elektroden (Schweißstäbe) für rostfreien Stahl der Alloy Welding Prozess Ltd. (Monypenny-Schäfer, Rostfreie Stähle, Berlin 1928. 97.)

Babbittmetalle. In den Vereinigten Staaten von Amerika zinnhaltige Lagermetalle, entweder Sn, Sb, Cu, oder noch mit Pb, oder Sn, Cu, Zn. (Gieß. Z. 1923. **20**. 109.) Siehe S. 255.

Backfordmetall. Cu, Sn, W. (Hadfield.)

Barium-Blei-Magnesium-Zink. Gegebenenfalls noch mit Al; für Lagerschalenausguß. (D.R.P. 363127; Z. Met. 1923. **15**. 54.)

Bathmetall. 55 Cu, 45 Zn; silberweiß; D. ∾ 8.2; Schmp. ∾ 880; gut polierfähig; in England besonders zu Teekannen. (Kr.)

Bausch-Metalle. Verschiedene Al-Legg., einige nach Art des Magnaliums. (D. Metw. I. **1926**. 93.)

Bearingmetall s. Graphitbearingmetall.

Bechmannbronze. Eine Art Britanniametall; 96.9 Sn, 2.9 Sb, 0.2 Cu. (Rss. 465.)

Bellohm-Material von C. Kuhbier & Sohn, Dahlerbrück, für el. Widerstandsdrähte bis 500°; spez. el. Wid. bei 0° 0.497, bei 20° 0.505; Temp.-Koeffizient:

0—100° 0.00090, 0—200° 0.00105, 0—300° 0.00120, 0—400° 0.00135, 0—500° 0.00147.

Benediktnickel. Satz: 80 Cu, 20 Ni; Analyse: 79.7 Cu, 19.9 Ni, 0.4 Fe; grauweiß; D. ∾ 9; Schmp. ∾ 1200. (K.; Kr.; nach Sperry.)

Benedikt-Rohre. 84.62 Cu, 14.21 Ni, 0.31 Mn, 0.16 Fe; für Schiffskondensatoren. (Korr. **1926**. 124.)

Berketmetall. Für Schleudergußformen. (Gieß. Z. 1923. **20**. 432.)

Berliner Bronze. 60—80 Cu, 40—20 Zn; ist Messing oder Tombak.

Berylliumeisen. Von hoher Härte, bis H_B 500.

Berylliumkobalt. Sehr hart, bis H_B 600.

Berylliumkupfer mit 2—10 Be; vergütbar; K_z bis 150; H_B bis 400. (G. Masing, C. Hütt. 1928. **32**. 108; s. a. M. G. Corson, Brass World 1926. **22**. 314, C. Hütt. 1927. **31**. 152, Z. Met. 1927. **19**. 124.)

Berylliumnickel. Große Härte, H_B bis 500.

Besleysmetall. 57.8 Pb, 17.4 Sb, 11.5 Sn, 4.6 Ni, 4.6 Cu, 2.9 Co (oder Fe), 1.2 Bi; für Lettern und Lager.

Biakmetall. Zn-Cu-Leg. (Poucham, Ch. Z. 1919. **44**. 806.) Sonder- oder Edelmessing von Stabilimenti Biak, Turin. (Z. Met. 1921. **13**. 291.)

Biderymetall. (Nach der ostindischen Stadt Bidery.) 84.3—93.4 Zn, 3.5 bis 11.4 Cu, 2.5—3.1 Pb, 0—1.4 Sn; z. B. 90.3 Zn, 6.3 Cu, 2.6 Pb, 0.8 Sn; weißgrau; D. ∾ 7.4; Schmp. ∾ 550; erhält durch $CuSO_4$-Lsg. eine samtschwarze Oberfläche; zu Kunstgegenständen. (K.; Kr.)

Bilgenbronze. 97.4 Cu, 1.9 Sn, 0.5 Fe, 0.2 Pb; rot; D. ∾ 8.9; Schmp. ∾ 1060. (K.)

Bimetalldraht (auch Kupferstahldraht). Ähnlich dem Kompounddraht; Stahl- oder Bronzeseele mit Mantel aus Cu; für el. Leitungen, besonders für Telephone. (A. v. Lachemaier, Die Materialien des Maschinenbaues **1919**. 214.)

Birmal. Al-Leg. (ohne nähere Angabe). (D. Metallw. I. **1926**. 93.)

Birminghamneusilber. 63 Cu, 26.1 Zn, 10.9 Ni.

Birminghamplatina (s. a. Weißmessing). I. 57 Zn, 43 Cu; II. 53.1 Zn, 46.6 Cu, 0.3 Fe; III. 79.4 Zn, 20.3 Cu, 0.3 Fe; weiß; D. I. ∾ 7.8, II. ∾ 8, III. ∾ 7.6; Schmp. I. und II. ∾ 850, III. ∾ 700; zu billigen Gußwaren. (K.; Kr.)

Blankometall. 79.3 Cu, 20.6 Ni, 0.1 Pb; grauweiß; D. ∾ 9; Schmp. ∾ 1200; wie Neusilber und Benediktnickel zu Blechen. (K.)

Blattgold, unechtes. Ist hochwertiger Tombak. I. 77.1 Cu, 22.9 Zn; II. 85.2 Cu, 14.8 Zn; goldgelb; D. ∾ 8.5; Schmp. ∾ 1000; kalt walzbar; meist in Graphittiegeln hergestellt, soll dabei längere Zeit im Fluß bleiben. (Kr.; K.)

Blattsilber, unechtes. I. 90 Sn, 10 Zn; II. 91 Sn, 8.3 Zn, 0.4 Pb, 0.2 Fe; weiß; D. ∾ 7.3; Schmp. I. 198 (Eutektikum), II. ∾ 250. (K.)

Blattzinn s. Spiegelfolie.

Blaue Bronze. 97 Sn, 2.8 Sb, 0.2 Cu; gelb-blau; durch Erhitzen oder Behandlung mit H_2S blau; gemahlen als Farbe. (D. 1861. **160**. 217.)

Bleiborkupfer. I. 50 Pb, 50 oder weniger Cu, einige Proz. B; II. 80 Pb, etwa 18 Cu, einige Proz. B, 0.25 Sb; weißgrau; als Lagermetall. (E. D. Gleason, D.R.P. 277294.)

Bleibronze und Bleirotguß. Lagerbronze oder -rotguß mit höherem Pb-Zusatz, in Europa meist bis 15, in Amerika bis 30 %. Nach J. Czochralski (Z. Met. 1921. **13**. 171) bis 6 % Pb kein nachteiliger Einfluß auf die Festigkeitseigenschaften und das Gefüge, darüber Pb-Ausscheidungen, die aber bei Lagermetall wertvolle Gleiteigenschaften bedingen. Allerdings können größere Mengen von Pb leicht ausseigern, so daß beim Umschmelzen und Gießen große Vorsicht nötig ist. Im amerikanischen Automobilmotoren-Lagerschalenbau viel verwendet. Bleibronze der Th. Goldschmidt AG. mit ∾ 15 % Pb.

Bleicadmium. I. 92 Pb, 8 Cd; II. 86 Pb, 14 Cd; III. 82 Pb, 18 Cd; weiß; D. ∾ 11.1, ∾ 10.9, ∾ 10.8; Schmp. ∾ 280, ∾ 265, ∾ 255. (K. nach Touceda.)
Bleicalcium s. Weißgußlagermetall.
Bleicalciummagnesiumzink. Auch ohne Mg, dafür Zn-Gehalt bis 6 % erhöht. (D.R.P. 363125, 363126; Z. Met. 1923. 15. 54.)
Bleieisencadmiumcalciummangan. I. 80—84 Pb, 8—10 Cd, 8—10 Fe oder Ferromangan; II. 81—85 Pb, 8—10 Fe oder Ferromangan, 1—3 Ca, 1—3 Cd; weiß; Lagermetall. (Maschinenbau-Anst. Humboldt, D.R.P. 296781, 297210.)
Bleieisenzink. 50.4 Pb, 48 Zn, 1.6 Fe; K_d = 14.7; Lagermetall; durch höheren Fe-Gehalt brüchig. (D.R.P.; Met. Erz 1918; Z. Ver. Ing. 1918. 62. 319.)
Bleieisenzinn (auch mit P.). I. 95.5 Fe, 3.5 Sn, 2 Pb; II. 83 Fe, 8.5 Sn, 6.5 Pb; I. und II. für Lager; III. 79 Gußeisen, 19.5 Sn, 1.5 Pb; für kleine Gußteile.
Bleifolie für Gummipackung. 85.6 Pb, 6.9 Fe, 5.5 Al, 2 Sn; weißgrau. (K.)
Bleigold. 91.75 Au, 8.25 Pb; blaßgelb, sehr hart.
Bleikupfer. Beim Legieren seigert Pb leicht aus und läßt sich nicht richtig legieren; die bleiarme, in dünne Platten gegossene Leg. läßt sich zu Blech verwalzen. Nach Kr. soll Pb das Cu weich und dehnbar machen. Die Leg. mit 20 Pb ist nach Schlosser als Schlaglot für Messing, die mit 17 Pb angeblich (Lindner 1916) für Lettern brauchbar.
Bleikupfermagnesiumnatriumzinn. I. Über 82 Pb, 5 Cu, 5 Sn, bis 4 Na, bis 4 Mg. II. Über 97.5 Pb, bis 1.5 Na, bis 1 Mg; weiß; Lagermetall. (W. Stockmeyer u. H. Hanemann, D.R.P. 306892, 309758.)
Bleikupfernickel. 53 Cu, 14 Pb, 14 Ni, 9 Zn, 8.5 Sn, 1.5 Sb. (Monypenny-Schäfer, Rostfreie Stähle, Berlin 1928. 227.)
Bleikupferzinn. 60 Cu, 24 Pb, 9 Sn. Lagermetall. (E. D. Gleason, D.R.P 277294.)
Bleilagermetalle. I. Pb mit wenig Proz. Alkali- und oder Erdalkalimetall, auch Zusatz von Cu als Cu_4Ca. (W. u. H. Mathesius, D.R.P. 387727.) — II. Hochhaltige mit etwa 70—75 Pb, 15—25 Sb, 3—6 Sn, 1—3 Ni (oder Co) und 0.5—1.5 Cu, letzteres gegebenenfalls mit etwas P. (D.R.P. 408229; 408254.)
Bleinatrium. 98.5 Pb, 1.3 Na, 0.1 Sn, 0,1 Sb; weißgrau; D. ∾ 10.5; Schmp. ∾ 300; oxydiert sich leicht. (Kr.; K.) 97.5 Pb, ∾ 1 Mg, > 1.5 Na. (D.R.P. 309758.) Lagermetalle; das beim Gebrauch entstehende NaOH vermindert die Reibung.
Bleiphosphorbronze s. Phosphorbleibronze.
Bleiplatinbronze. 78 Cu, 16.6 Sn, 10.5 Pb, 0.9 Pt; gelb; für optische Fassungen, wenig verwendet. (K.)
Bleirotguß s. Bleibronze.
Bleisilber. 66.67 Ag, 33.33 Pb. (Ghersi 1911.)
Bleiwismut (s. a. die leichtfl. Legg.). I. 99.8 Bi, 0.2 Pb; weiß; D. ∾ 9.8; Schmp. 265; L_{sch} = 0.29. (L.-B.) II. 50 Bi, 50 Pb; für Sicherheitsstopfen in Dampfkesseln. (D. W. Kaiser, Röhren-Ind. 1914. 164.)
Bleiwismutzinnamalgam (s. a. Injektionsamalgam). I. für Spiegel 75 Hg, 8.5 Bi, 8.5 Sn + Pb; II. für Injektion 54 Bi, 11 Hg, 18.5 Sn, 16.5 Pb; silberweiß. (Kr.)
Bleiwolfram-Leg. D.R.P. 436876.
Bleizinkzinn. 66—72 Sn, 14—17 Pb, 14—17 Zn; weiß; D. ∾ 8; Schmp. ∾ 300; gut dehn- und walzbar; soll sich an der Luft gut halten; zum geschm. Zn wird Sn, dann Pb gegeben; soll Britannia- und Weißmetall ersetzen. (J. N. Slater, Chem. Gaz. 1858, 379.)
Bleizinn (s. a. Schnellot). I. für Geschirre: 90—99 Sn, 10—1 Pb; D. 7.6 bis 7.4; Schmp. 220—230. II. für Spielwaren: 50 Sn, 50 Pb; D. 8.9; Schmp.

220. III. für Theaterflitter: 60.4 Sn, 39.6 Pb; D. 8.5; Schmp. 185. IV. 1.3 Sn, 98.7 Pb; D. 11.3; Schmp. 325; L_{sch} 0.80. V. 18 Sn, 82 Pb; D. 10.3; Schmp. 280; L_{sch} 0.56. VI. 70 Sn, 30 Pb; D. 9.7; Schmp. 185; L_{sch} 0.44. VII. 81 Sn, 19 Pb; D. 7.8; Schmp. 225; L_{sch} 0.50. Den niedrigsten Schmp. zeigt die eutektische Leg. aus 36.97 Pb und 63.03 Sn bei 181°. Alle weiß. Durch Best. der D. läßt sich die Zus. bequem ermitteln (vgl. die Kurve in Fig. 251, S. 125). (Kr.; K.; L.-B.)

Bobierres Metall. Ist schmiedbares (Heißpreß-) Messing. I. (Satz) 66 Cu, 34 Zn; II. (Analyse) 66.2 Cu, 33.6 Zn, 0.1 Pb, 0.1 Fe; III. 58.2 Cu, 41.8 Zn; rötlichgelb; D. ∾ 8; Schmp. ∾ 900; schmiedbar; Bruch soll faserig sein; wie Messing hergestellt, möglichst unter Kohlenstaubdecke im Tiegel, die noch rotglühenden Barren in W. geworfen; für Schiffsbeschläge. (Kr.; K.)

Bohrdiamantenersatzleg. s. Volomit.

Borchersmetall. I. 65—60 Ni, 30—35 Cr, 2—5 Mo und 0.2—1 Ag; z. B. 64.6 Ni, 32.2 Cr, 1.8 Mo und 0.5 Ag; als Platinersatz, z. B. für Elektrolyse in Form mattierter Netze. (M. Bensen, Z. anal. Ch. 1923. **65**. 209, St. E. 1919. **39**. 233.) — II. 68—69.75 Fe + Ni, 30 Cr, 1.5—0.25 Ag. (D.R.P. 255 919.) — III. 68—67.75 Ni, 30 Cr, 0.5—5 Mo, 1.5—0.25 Ag. (D.R.P. 265 328.) — IV. 67—68 Cu, bis 30 Cr, bis 5 Ag + Cu. (D.R.P. 268 516.)

Boreas. Schnelldrehstahl der Böhlerwerke mit ∾ 9 W, 2 Cr, 1.2 C.

Boreisen. I. 64.8 Fe, 32.1 B, 2.9 C, 0.2 Si, 0.04 P + S; weiß; im Tiegel oder el. Ofen gewonnen; Legiermetall. II. 86 Fe, ∾ 14 B. III. 69.8 Fe, 15.4 B, 4.9 Si, 3.3 Mn, 3.3 Ni, 3.1 Al, 3.1 C, 3.1 P, 3.1 Ca + Mg. III. weiß, D. 7.85, säurebeständig. (C. r. 1918. **166**. 815.) (K.)

Bormangan. ∾ 70 Mn, ∾ 30 B; Zusatzlegierung. (Goldschmidt.)

Bornickel. 85 Ni, 15 B; Legiermetall.

Borsilicium. Mit W, Ti, Cr, Ni, Mo, ohne C und O_2; Härte durch Walzen, Hämmern und Schmieden erhöht; sehr harte Metalleg. für Werkzeuge u. dgl. (B. Felder-Clément, A. G., Luzern, D.R.P. 359.785, Z. Met. 1923. **15**. 54.)

Borstähle. Mit Zr, Ni, Ce, U; z. B. 0.16 C, 0.49 B, 2.82 Ni; bei 0.16 C und 0.39 B im Gefüge ein Eutektikum, das durch Kochen mit Na-Pikrat gefärbt wird. (Ch. Met. Eng. **1922**. 158.)

Borthmetall. 55 Cu, 45 Zn; hellgelb; Lot für Teekannen.

Bourbonmetall. 50 Al, 50 Sn; für Guß. (Krause.)

Bristolmessing. I. 75.6 Cu, 24.1 Zn, 0.2 Fe, 0.1 Pb; D. 8.4; Schmp. 980. II. 67.3 Cu, 32.5 Zn, Spur Fe, 0.1 Pb, 0.1 Sn; D. 8.3; Schmp. 940. III. 60.8 Cu, 39.2 Zn; D. 8.2; Schmp. 900. Alle gelb; wie Messing, zu Kunst- und Gebrauchsgegenständen. (K.)

Britanniametall. Bläulich-silberweiß.

	I.	II.	III.	IV.	V.	VI.	VII.	VIII.	IX.	X.	XI.
Sn	90	72	84	20	48	81.9	90.6	90.1	85.4	91.4	90
Sb	10	24	9	64	1 Pb	16.3	7.8	6.3	9.7	7.6	6
Cu	—	4	2	10	3	1.8	1.6	3.1	0.8	0.7	2.7
Zn	—	—	5	6	48	—	—	0.5	3.1	0.3	1.3
	normal	deutsches				englisches				Tutania	

D. ∾ 7.1; Schmp. ∾ 260 bei den Sn-reichen; IV. besonders für Guß; V. auch für hämmerbaren Guß; normales leicht und gut zu gießen, pressen und walzen; hält sich gut an der Luft; zum geschm. Cu einen Teil des Sn und des Sb, schließlich Rest Sn; sehr viel für Teekannen, Löffel, Gebrauchsgegenstände; Guß meist in schön ziselierten Messingformen, erfordert wenig Nacharbeit. (Kr.; K.)

Bronze (Kupferzinnbronze) (s. a. Glocken-, Kunst-, Maschinenbronze usw.).

	I.	II.	III.	IV.	V.	VI.	VII.	VIII.
Cu	98	96.2	89.3	80	60	50	35	<35
Sn	2	3.8	10.7	20	40	50	65	>65
Farbe	rot	orange	gelb	gelb	grau	grau	grau	weiß
D.	8.8	8.7	8.7	8.7	9 größte D.	8.5	8	8—7.3
Schmp.	1070	1060	980	880	720	640	600	>232

Größte Härte bei 72.8 Cu, 27.2 Sn; L_{sch} 0.8—1.58; Bronzedraht für Telephon- und andere el. Leitungen 60—98 % der Leitfähigkeit des Cu; K_z 46—71; über K_z und φ vgl. das Diagramm in Fig. 64, S. 42; an feuchter Luft entsteht Patina; meist Sn in geschm. Cu eingetragen; zu Kunstguß, Medaillen, Glocken, Metallspiegeln, Kanonen, im Maschinenbau, für letztere Zwecke jetzt meist mit Zink. (Kr.)

Bronze Barbedienne. Kunstbronze mit braunem Farbton, der durch eine heiße Lsg. von 5 $KMnO_4$ und 20 $CuSO_4 + 5\ H_2O$ in 1000 W. erzeugt wird. (Rss., 286.)

Bronze für den Kleinguß. 94.1 Cu, 5.9 Sn; rotgelb; D. $\backsim$ 8.8; Schmp. $\backsim$ 1050; bei starkem Erhitzen dünnfl., füllt die Formen gut aus; zum Guß von kleinen Gegenständen in Eisenformen; gut zu ziselieren. (Kr.)

Bronze mit hohem Bleigehalt von Stella A.G. u. M. Dreifuß (D.R.P. 436440), für Lager; als Vorleg. werden P-Cu, Sn, Zn, V oder Cr, oder Mo, W, U bzw. mehrere davon mit der Hauptmenge aus Pb und Cu im fl. Zustand vereinigt.

Bronze, unechte (s. a. Rotguß). I. 80 Cu, 20 Zn; gelbrot; D. 8.5; Schmp. 1000. II. 76 Cu, 24 Zn; gelb; D. 8.45; Schmp. 970. III. 67 Cu, 33 Zn; hellgelb; D. 8.35; Schmp. 920. Zu Kunstguß. (Kr.)

Bs 7. Al mit 2.99 Cu, 1.75 Fe, 0.68 Ni, 0.76 Si, 0.1 Mg; σ_s 7.6; K_z 17.8. (Met. I. London **17**. 213, 238.)

Budisleg. 89 Sn, 6 Ni, 5 Fe; ähnlich Britanniametall. (Ghersi.)

Büchsenachsenlagermetall der franz. Staatsbahn. 42 Sn, 42 Pb, 16 Sb; weiß. (K.)

Bullmetall. Sonderschmiedemessing. 57.2 Cu, 40.2 Zn, 1.5 Sn, 0.5 Pb, 0.3 Fe, 0.2 Al; gelb; D. $\backsim$ 8; Schmp. $\backsim$ 900; K_z 34; φ 6. (L. Guillet, All. mét., 696.)

Cadmiumamalgam. I. 73.9 Hg, 26.1 Cd (Cd_5Hg_8); II. 78.3 Hg, 21.7 Cd; silberweiß; Schmp. I. 270, II. 280; beim Erwärmen wachsweich, nach dem Erkalten kristsch., aber hämmerbar; hält sich im Munde gut; Cd wird in heißes Hg eingetragen, der Übsch. im Lederbeutel abgepreßt; zu Zahnplomben, zum Abformen und Kitten. Für Zahnplomben meist mit Bi und Sn, manchmal Ag, Cu und Pb vermengt. Aus I. durch Verkneten mit übsch. Hg bei 36° Evans Metallkitt hergestellt. (Kr.)

Cadmiumgold. I. 66.67 Au, 33.33 Cd; spröde. II. 90 Au, 10 Cd; grünlich, hämmer- und schmiedbar.

Cadmiumgoldkupfersilber. 74.6 Au, 11.4 Ag, 9.7 Cu, 4.3 Cd; für Schmucksachen.

Cadmiumkupfer für Straßenbahnfahrdrähte. K_z 37.6—40.5 (hart gezogenes Cu 38—39); el. Leitfähigkeit etwa 4 % kleiner als bei Cu, Abnutzung nur ¼ von der des Cu. (Z. Ver. Ing. 1921. **65**. 1101.)

Cadmiumkupfernickelplatin.

	Pt	Ni	Cu	Cd	Andere Metalle			
I.	62.75	18	18	1.25				
II.	62.75	18	16.2	1.25	1.8	W		
III.	62.75	16.5	16.2	1.25	1.8	„	1.5	Co

	Pt	Ni	Cu	Cd	Andere Metalle	
IV.	54.52	24.7	16	1.25	1.77 W	1.96 Co
V.	40—90	27—35	15—25	1.25	1—2 „	1—2 „
VI.	62.75	12.5	16.25	1.25	7.25 Zn	

Weiß; unmagn., zäh und hart wie Stahl; unverändert an der Luft; bei der Herst. wird Cd erst zugesetzt, wenn alle anderen Metalle geschm. sind; zu unmagn. Uhrenteilen. (L.-B. nach Ostermann und Prip, D.R.P. 44473.)

Cadmiumkupfersilber.

	I.	II.	III.	IV.	V.	VI.	VII.	VIII.
Ag . . .	98	95	90	80	66.6	66.7	50	50
Cu . . .	1.5	1.5	1.8	2	2.5	5	5	3
Cd . . .	0.5	3.5	8.2	18	30.9	28.3	45	47

Weiß; sehr dehnbar und geschmeidig; Cd wird erst kurz vor dem Gießen, in Papier eingewickelt, zugesetzt; für silberplattierte Waren und Juwelierarbeiten. (Kr. nach Abel, D. 1863. **167**. 280, aus London J. arts **1863**. 11.)

Cadmiumleg. (s. a. Klischiermetall, Woodsche Leg., Lipowitz' Leg. und leichtfl. Legg.). 50 Sn, 25 Cd, 25 Pb; weiß; Schmp. 149; leicht fließendes Lot für Zinngeräte. (Kr.)

Cadmiummagnesiumzink. 90 Zn, 8.5 Mg, 1.5 Cd. (K.)

Cadmiumsilber. I. 66.7 Ag, 33.3 Cd; hart, zäh, hämmerbar. II. 33.3 Ag, 66.7 Cd; hart, spröde. III. 50 Ag, 50 Cd. (D. 1863. **167**. 286; aus Rep. Ch. app. **1862**. 428.)

Cadmiumzinnlot. 80 Pb, 10 Cd, 10 Sn; weiß; D. ∾ 10; Schmp. ∾ 200; billigeres Ersatzlot in Kriegszeit. (Merkblatt für Weichlote von der Beratungsstelle für Zinnlegg.)

Caedit. Schneidmetall; stahlgrau; D. 8.3. (Z. Met. 1926. **18**. 156.)

Calciumlagermetall. Pb mit einigen % Ca. (Metallhüttenwerk Schaefer & Schael, Breslau.)

Calinleg. (auch Kalain). I. 86.5 Pb, 12.5 Sn, 1 Cu; II. 87 Pb, 12 Sn, 1 Cu, Spuren Zn; weißgrau; D. ∾ 10.6; Schmp. ∾ 300; Folie zum Auskleiden der Teekisten. (K.)

Calit (Calite; s. a. Kalit). Al-Fe-Ni-Leg. mit Mn und Si $<$ 0.75, C $<$ 0.05; weiß; D. 7.03; bis 1200° hitzebeständig, erweicht bei 1370°; Schmp. ∾ 1525; H_B geglüht = 286; K_z = ∾ 26; φ = ∾ 1; ψ = 2—3; L_{sch} = ∾ 2 %; Wärmeleitung ∾ 25% der des Fe; SW. 0.123 bei 100—15; hauptsächlich zum Guß von Zementierkisten, Glühtöpfen, Retorten, Tiegeln zum Schm. von Metallen, außer Al. (Am. Mach. 1922. **50**. 590; Ir. Tr. Rev. **1922**. 679; Mech. Engg. **1922**. 261, Eng. **1922**. 410, Foundry 1922.)

Calit. Rostfreier Stahl von The Colorizing Co. Fe mit I (A). 35.0 Ni, 15.0 Cr, 0.80 C; II (B). 6.0 Ni, 18.0 Cr, 1.50 C.

Cambriensmetall. 88.33 Cu, 16.67 Al; für Lettern.

Cameliametall. 72.2 Cu, 14.7 Pb, 10.3 Zn, 4.3 Sn; gelb; Lagermetall. (K.)

Canzlerdraht. Phosphorkupfer mit Ag oder Ag + Au zum Autogenschweißen von Cu-Blechen. (Samesreuther & Co., Schweißwerk Butzbach i. H., und H. Canzler, Düren, D.R.P. 355906. Z. Ver. Ing. 1921. **65**; Der Betrieb. **3**. 689.)

Carboloy. Co-W-Carbid von hoher Härte für Schnellschnitt. (Met. Wirtsch. 1929. **8**. 83; nach Umschau **1928**. 1072.)

Carloonbronze. 75.5 Cu, 14.8 Pb, 9.7 Sn; gelb; Lagermetall. (K.)

Carmeliametall s. Cameliametall.

Carpenter Rustless. Rostfreier Stahl mit 20 Cr, 1 Cu, 0.30 C.

Carpenter Stainless. Rostfreier Stahl der Carpenter Steel Co. mit 14 Cr, 0.3 C.

Cekasdraht. Ni-Fe-Cr-Leg.; hochwertiger el. Heizdraht mit spez. el. Widerstand von ∾ 1.0 Ohm/m . mm².

Chaventrés-Leg. 91 Sn, 7 Bi, 1.5 Cu, 0.5 Ni. (Bischoff.)

Checo. 88.69 Ag, 10.13 Sn, 1.05 Pt; für Zahnersatz, wenig farbbeständig im Mund, Korrosionswiderstand gut. (E. Wannenmacher, Z. zahnärztl. Mat. **1925**. Heft 2/3; Fortschr. Zahnheilk. **1925**. 839.)

Chinesische Bronze (auch chinesisches Kupfer). 83 Cu, 10 Pb, 5 Sn, 2 Zn. (Gieß. Z. 1925. **22**. 690.)

Chinesisches Weißkupfer. 40 Cu, 32 Ni, 25 Zn, 3 Sn. (Gieß. Z. 1925. **22**. 690.)

Christoflemetall. Neusilber, meist mit 2 % Ag galvanisch überzogen; zu Eßgeräten. (K.)

Chroman. Ni : Cr : Mn bei A_0 88 : 11 : 1; B_0 84 : 15 : 1; C_0 79 : 20 : 1. — Ni : Cr : Mn : Fe bei B 64 : 15 : 1 : 20; C 69 : 20 : 1 : 10; D 65 : 25 : 1 : 9; E 50 : 33 : 1 : 16. Säurefest; auch für el. Heizdrähte. (Metalltechn. **1926**. 326.)

Chromaxbronze. I. 66.66 Cu, 15.15 Ni, 12.13 Zn, 3.03 Cr, 3.03 Al; weiß; gut polierfähig; von feinkörnigem Bruch; walzbar; säurefest. (Naulty Smelting and Refining Co., Met. Ch. Eng. 1912. **19**. 23.) II. 66.66 Ni, 18.0 Cr, 8.5 Cu, 3.3 W, 2.0 Al, 1.0 Mn; säurefest. (Z. Elektroch. 1912. **18**. 950.)

Chrombronze. Cr, Cu, Ni, Zn; Lagermetall, soll geringe Reibung zeigen. (Eng. 13. 1. 1911; Z. Ver. Ing. 1911. **55**. 159.)

Chrome Iron. Rostfreies Eisen der Cutler Steel Co. mit 20—30 Cr.

Chromeisen (Ferrochrom). 68—64 Cr, 20—32 Fe, etwas C und Si sowie Spuren Mn, Al, Cu, Mg. I. 19.8 Cr, 76.1 Fe, 3.8 C, 0.3 Mn im Tiegel. II. 45.4 Cr, 44.9 Fe, 8.6 C, 0.4 Mn, 0.6 Si, 0.1 S + P im Hochofen. III. 65.9 Cr, 28.25 Fe, 5.6 C, 0.2 Si, 0.05 S + P im el. Ofen. IV. 68.1 Cr, 29.9 Fe, 1.9 C, 0.1 Si, 0.02 S + P raffiniert. V. Aluminothermisch (wie Cr) C-frei, wesentlich teuerer. Weiß. Legiermetall für Chrom- und Chromnickelstahl. (Kr.; K.)

Chromeisenkohlenstoffmangan. I. Fe mit 20—35 Cr, 1.5—3 C, 0—3 Si. (Beckert, Niagara.) II. Fe mit 13 Cr, 0.3 Mn, 0.3 C (Brearley). Sehr hart, zäh und korrosionsfest. II. Zu Auspuffventilen von Verbrennungskraftmotoren. (Z. Met. 1921. **13**. 290.)

Chromeisennickel (Ferronickelchrom). I. 49.4 Cr, 30.2 Fe, 20.4 Ni, Spuren Mn, Si, P, S und C; II. 50.6 Cr, 28.7 Fe, 19.1 Ni, 1.4 C; III. 13 Cr, 20 Fe, 62 Ni, 5 Mn (amerikanisch); weiß; Legiermetall der Stahlfabrikation; IV. 60 Ni, 20 Fe, 12 Cr, 2 Mn, 0.5 C; V. 60 Ni, 26 Fe, 12 Cr, 1.5 Mn + wenig C, je nach Verw.; VI. 85 Ni, 10.8 Cr, 3 Fe, 0.5 Mn, 0.4 Si, 0.3 C, Spur Co. VI. Guter Chromnickelheizdraht für el. Heiz- und Kochapp.; V. sehr hitzebeständig, wie VI. und für Gaskraftmaschinenteile; von Driwer Harries Wire Comp. (Z. Met. 1921. **13**. 290); IV. von Vickers (Schiffbau **1922**. 83; St. E. 1922. **42**. 1915.) (K.)

Chromel. I. Marke „C" 91 Ni, 4.7 Cr, 1.9 Mn, 1.4 Si, 0.9 Fe, 0.1 C, amerikan. Heizdraht für el. App.; II. Marke „A" 74 Ni, 19 Cr, 2.8 Fe, 2.2 Si, 1 Mn, 0.5 C, für Thermoelementschutzrohre. (E. H. Schulz, Mitt. Versuchsanst. Dortmunder Union 1925. **1**. 184.)

— Rostfreier Stahl. I(C). der El. Alloy Co. mit 25.0 Ni, 11.0 Cr, Rest Fe; II(D). der Hoskins Mfg. Co. mit 66.0 Fe, 26.0 Ni, 8.0 Cr.

Chromel Alloy (Nr. 502). Rostfreier Stahl der Hoskins Mfg. Co. mit 55 Fe, 25 Ni, 20 Cr.

Chromgoldnickelsilber. I. 65—67.5 Ni, 30 Cr, 0.5—5 Au, 0.25—2 Ag; II. 65 bis 68 Ni, 30 Cr, 0.5—5 Au, 0.25—1.5 Ag; III. 52—68 Ni, 30 Cr, 0—40 Au, 0.15—1.5 Ag; weiß; von hoher mech. und chem. Widerstandsfähigkeit. (W. und R. Borchers, D.R.P. 278902, 278903, 281784.)

Chromin s. Chronin.
Chromkobalt. I. 75 Co, 25 Cr; II. 50 Cr, 50 Co; walzbar; gut säure- und hitzebeständig; für chirurgische Instrumente. (Am. Mach., 17. 9. 1910; Z. Ver. Ing. 1910. **54**. 1698.)
Chromkupfer. I. < 50 Cu, > 50 Cr; z. B. 95—90 Cu, 5—10 Cr; Lagermetall. (D.R.P. 33102.) II. 90 Cu, 10 Cr; nach Goldschmidt; als Desoxydationsmittel.
Chromkupfernickel. (W. R. Barclay, Met. I. London 1927. **30**. 25.)
Chromkupferphosphor. 83 Cu, 16 Cr, 1 P; zu Kupfergußstücken 2—4 % zwecks Härtung zugesetzt. (T. F. Jennings, Met. I. London 1925. **26**. 7.)
Chrommangannickelbronze. 74 Cu, 16.75 Zn, 3.35 Fe, 2 Al, 1.5 Mn, 1.5 Ni, 0.9 Cr; zu Gußstücken für hoch beanspruchte Maschinenteile, wie Preßzylinder und Achslager. (D.R.P. 340379, F. Lange, Rautenkranz, Sachsen.)
Chrommanganstahl. Säurebeständig. (M. Baecke, Tschech. P. 710/25; Korr. 1927. **3**. 24.)
Chrommolybdännickelsilber (s. a. Borchesmetall). 67.5—68.5 Ni, 30 Cr, 1.5—2.5 Ag, 0.5—5 Mo. (D.R.P. 255919.)
Chrommolybdänstahl. Widersteht allen Säuren, mit viel Cr auch Königswasser. Nach Borchers-Monnartz von Krupp hergestellt.
Chromnickel (Nichrom). I. 5—20 Cr, 95—80 Ni; hauptsächlich in Draht- und Bandform für el. Heizapp. und Glüh- oder Schmelzöfen für Tempp. bis 1200°. — II. 65—70 Ni, 2.5 Fe, Rest Cr mit Spuren von Al und Mg; K_z geschmiedet ∾ 69, gegossen 34.7 (Foundry Trad. I. **1926**. 411; Korr. 1927. **3**. 280); für Einsatzkästen. — III. Heizdrähte für bis 600° 61—65 Ni, 10—13 Cr, 21—24 Fe oder 61—83 Ni, 10.5—19.5 Cr, 21—1 Fe, 0.7—3.7 Mn, 0.1—0.3 Si; für bis 1000° 80 Ni, 20 Cr. (Kenney, Ch. Met. Eng. 1925. **32**. 16, 18; C. Hütt. **1926**. 258.) S. a. Chronin, Nichrotherm und die anderen hochhitzebeständigen Legg.
Chromnickelbronze. I. Nimmt silberartige Politur an. Man schm. 110 kg Chromkupfer und setzt möglichst schnell 55 kg Ni, 143 kg Cu, 44 kg Zn und 11 kg Al zu; oder schm. Cr und Al zusammen und fügt Cu, nach einiger Zeit Ni, zuletzt Zn zu. — II. 75 Ni, 17 Cr, 5 Cu, 2 Al, 1 Ag; chem. gut widerstandsfähig, für zahnärztliche Instrumente empfohlen. (M. Brose & Co., D.R.P. 360005; R. 114.)
Chromnickelstahl. 89.2 Fe, 7 Ni, 2.9 Mn, 0.4 Cr, 0.4 C, 0.1 Si, Spuren S und P; Ni meist 3—4, Cr 0.7—2, etwa 0.1—0.3 C, Rest Fe mit wenig Mn, Si, P und S; weiß; D. ∾ 7.9; Schmp. ∾ 1400; K_z 60—150 je nach Glühen, Härten und Anlassen; φ 4—30; zu Werkzeugen, Kraftwagen- und Flugzeugbestandteilen, Panzerplatten und Geschossen, Rohren von Geschützen, Kassenschränken; eine der wertvollsten Stahlsorten. (Kr.; K.; Guillet.)
Chromnickelvanadinstahl. I. 94.2 Fe, 3.3 Ni, 1.6 Cr, 0.3 Mn, 0.3 C, 0.2 V, 0.1 Si, Spuren S und P; II. 96.4 Fe, 1.5 Ni, 1.2 Cr, 0.3 Mn, 0.3 C, 0.2 V, 0.1 Si, Spuren S und P; wie Chromnickelstahl.
Chromon (s. a. Chronin). Fe mit 25 Cr. (Z. Met. 1921. **13**. 290.)
Chromsiliciumeisen. 52.2 Cr, 28.3 Fe, 17.2 Si, 3.4 C, 0.7 Mn, 0.2 Mg, Spuren S und P; weiß; Legiermetall. (K.)
Chromstahl. 0.2—15 Cr, meist noch Ni; z. B. 93.4 Fe, 3.2 Cr, 0.4 C; K_z 70 bis 100; sehr hart, spröde; meist im Tiegel oder el. Ofen hergestellt; für Drehmeißel und schneidende Werkzeuge, Seelenrohre von Geschützen; eine der härtesten Stahlsorten. — Mit 10—14 Cr und 2 C für Auspuffventile von hoch beanspruchten Verbrennungskraftmotoren; mit 2 Cr und 1 C als billiger, guter Magnetstahl. (Kr.)
Chromvanadinstahl. Z. B. 97.9 Fe, 1.1 Cr, 0.6 Mn, 0.2 V, 0.2 C, Spuren Si, S und P; stahlgrau; für Achsen und Kraftwagenteile. (K.)

Chromwolframstahl. Wechselnde Zus. (1—24 W); z. B. I. 87.5 Fe, 8.5 W, 3 Cr, 1 C; II. 86.3 Fe, 8.5 W, 4 Cr, 1.2 C, Spuren Si, S und P; stahlgrau. Die Schneide bleibt selbst bei Rotglut. Zu Magneten, Stempeln, Meißeln, Schutzblechen, Gewehrläufen, Spiralbohrern, Warmzieh- und Preßmatrizen sowie zu anderen Werkzeugen; vorzüglich zu Drehmeißeln I. für Hartguß und angelassenen Stahl, II. für Gußeisen und weichen Stahl. (Kr.; G. Mars, Die Spezialstähle, 279.) Neuerdings mit bis 0.7 V und auch etwas Co.

Chronin (Chromin). Cr-Ni-Leg., hauptsächlich für Drähte und Bänder zur Bewicklung von el. Heiz-, Koch- und Glühapp. sowie Schmelzöfen; spez. el. Widerstand 0.85 Ohm/m.mm².

Chronom. 75 Cr, 25 Fe; für Thermoelement-Druckrohre bei Bronze- und Messingschmelzen. (Nach Hoskins Manufacturing Co.)

Chrysit. 63.16 Cu, 36.6 Zn, 0.24 Pb; normales Messing; für minderwertigen Zahnersatz. (E. Wannenmacher, Z. zahnärztl. Mat. **1925**. Heft 2/3.)

Chrysochalk s. Goldkupfer.

Chrysorin (s. a. Mosaikgold). 53.5 Zn, 46.5 Cu; sehr spröde.

Cindal. Seewasserbeständige Al-Leichtleg.; entgast und gereinigt, hauptsächlich mit BCl_3. (Engl. P. 272326; Z. Met. 1928. **20**. 226.)

Clarus. Al-Cu-Zn-Leg.; ähnlich der Deutschen Leg.

Clichiermetall s. unter K.

Composition s. unter K.

Compounddraht. Stahl- oder Bronzeseele mit Cu-Umhüllung, ähnlich dem Kupferstahl-, Bimetall- und Doppelbronzedraht; K_z 50—70; für el., besonders Telephonleitungen.

Contracid: B5Al: 61 Ni, 17 Fe, 15 Cr, 2 Mn, 5 Al; B2.5M: 61 Ni, 19.5 Fe, 15 Cr, 2 Mn, 2.5 Mo; B4M: 61 Ni, 18 Fe, 15 Cr, 2 Mn, 4 Mo; B7M: 61 Ni, 15 Fe, 15 Cr, 2 Mn, 7 Mo; B6W: 61 Ni, 16 Fe, 15 Cr, 2 Mn, 6 W; B10W: 61 Ni, 12 Fe, 15 Cr, 2 Mn, 10 W; BWMC: 58 Ni, 14 Fe, 15 Cr, 2 Mn, 3 Mo, 5 W, 3 Co.

Cooperit. Ni mit 15—20 Zr, Al, Si, Mo, W in kleinen Mengen, eisenfrei; hochwertiges Schnellarbeitsmaterial (wie Stellit, Akrit u. ä.); wird nur gegossen und braucht nicht gehärtet zu werden. (Eng., 10. 12. 1920; Z. Met. 1921. **13**. 291.)

Coopersche Schnellschnittlegg. I. 81 Ni, 8.36 Al, 6.84 Zr; II. 78 Ni, 7.92 Al, 6.48 Zr, 4 W; III. 75.5 Ni, 7.7 Al, 6.3 Zr, 7 W; IV. 71 Ni, 7.48 Al, 6.12 Zr, 12 W. (D.R.P. 355497; R. 114.)

Coopersches Federnmetall. I. 50 Pt, 37.5 Ag, 12.5 Cu; II. 51 Pt, 36.7 Ag, 12.3 Cu; sehr elastisch; von Tinte nicht angegriffen; zu Schreibfedern mit Os-Ir-Spitze, zu Chronometerfedern und phys. Präzisionsinstrumenten. (Kr.)

Coopersches Gold (s. a. Kupferplatin). I. 81.25 Pt, 18.75 Cu; II. 60 Pt, 40 Cu; III. 66.6 Cu, 29.2 Pt, 4.2 Pb; goldgelb. (Kr.; K.)

Coopersches Spiegelmetall. I. 57.9 Cu, 27.3 Sn, 9.9 Pt, 3.3 Zn, 1.6 As; weiß; sehr hart, gut polierbar; gegen Witterungseinflüsse unempfindlich; zu optischen Spiegeln. II. 57.7 Cu, 27.3 Sn, 10.8 Pt, 3 Zn, 1.2 As. (Kr.)

Copper. Ist Phosphorbronze. 92 Cu mit 8%- bis 5%igem Phosphorzinn; rötlich; D. ∾ 8.8; Schmp. ∾ 1000; Lagermetall für Kraftwagen. (K.)

Cornishbronze. 77.9 Cu, 12.4 Pb, 9.7 Sn; gelb. (K.)

Corromet. Hitzebeständige Leg. von Schniewindt, Pose und Marre, Erkrath.

Corronil. Gut korrosionsfeste Cu-Ni-Legg. (Chem. Age **19**. 158; C. **1928**. II. 1815.)

Corrosion Resistant Steel. Rostfreier Stahl der Carpenter Steel Co. mit 9.5 Cr, 0.45 C.

Corson-Legg. Cu mit 0.6—9 % Si und so viel anderem Metall, daß sich Ni_2Si, Cr_2Si, Co_2Si oder Fe_2Si bilden kann. (Met. Erz 1928. **25**. 44.)

Cothiasmetall (Schumann & Co., Leipzig-Plagwitz). Z. B. 66 Zn, 18 Cu, 15 Sn, 1 Al; weiß; D. 3—7.1; Schmp. 300—600; K_z 14—25; für Lager, zum Guß in Metallformen. (Z. Ver. Ing. 1902. **46**. 857; R. 120.) S. a. Aluminiumleg. nach Cothias.
Cowles Silberbronze (s. a. Silberbronze nach Cowles). Al, Cu, Mn, Sn, Si; Ersatz von Neusilber. (Elektrot. Anz. **1890**. 610; R. 101.)
Criso. 85.4 Cu, 11.1 Zn, 3.5 Ni. (v. Kammerer nach Keinert 1926.)
Cromargan. Gegen Speisen sehr beständige Cr-Leg. von Friedr. Krupp A.G. (Metallwirtsch. 1929. **8**, 328.)
Cromargon. Fast silberweiße Leg. der Friedr. Krupp A.G. für Geschirre des Haushaltes. (Fortschr. Techn. **1928**. Nr. 30.)
Crominox. Mit Cromargon plattiertes S-M-Stahlblech für Kochgeschirre.
Cronite. Nichtrostende Cr-Fe-Ni-Leg. (Ch. Age **19**. 158; C. **1928**. II. 1815.)
Cuivre jaune s. Messing.
Cuivre poli (s. a. Messing). Meist 70 Cu, 30 Zn; schön gelb; für Küchen- und Gebrauchsgegenstände. (K.)
Cupromagnesium (s. a. Magnesiumkupfer). 90—50 Cu, 10—50 Mg; Desoxydationsmittel für Cu- und Cu-Ni-Legg.
Cupromangan (s. a. Kupfermangan). Nach Biermann I. 73.5 Cu, 26 Mn, 0,5 C; II. 90.4 Cu, 7.8 Mn, 1.8 Fe.
Cupror (Aluminiumbronze). 94.2 Cu, 5.8 Al; orange; D. ∾ 8.4; Schmp. ∾ 1050. (K.)
Cuprosilicium s. Kupfersilicium.
Custansmetall. 87.5 Sn, 11.5 Cu, 1 Sb; Lagermetall. (Rss.)
Cymbelmetall s. Gong-Gong, Tam-Tam, Bronze.

Damaskusbronze. Satz 77 Cu, 12.5 Zn, 10.5 Sn; Analyse 76.4 Cu, 12.5 Zn, 10.6 Sn; gelb. (Kr.; K.)
Defoorgold. Au mit Zusätzen von Pt-Metallen für federnden Guß zahnärztlicher Arbeiten; gelbweiß; H_B 181. (Amerikan. Leg.)
Degussa. I. 65.85 Cu, 34.0 Zn, Spuren Fe; eigentlich Messing; II. Ag-Zn-Leg.; für Zahnersatz. (E. Wannenmacher, Z. zahnärztl. Mat. **1925**. Heft 2/3.)
Delalotslegierung. 80 Cu, 18 Zn, 2 Mn; orangegelb; D. ∾ 8.5; Schmp. ∾ 1000; manchmal im Maschinenbau statt Rotguß oder Bronze. (K.)
Delhi. Legg. der Ludlum Steel Co. I. (Hard). Rostfreier Stahl mit 17 Cr, 1.50 Si, 1.20 C; II. (Tough Iron). Rostfreies Eisen mit 17 Cr, 1.25 Si, 0.07 C.
Deltametall (auch Mammutbronze und Reichsmetall genannt) von Alex. Dick & Co., Düsseldorf; ist ein Sonderschmiedemessing. 54—59 Cu, 39—42 Zn, 0.5—2 Pb, 1—1.5 Fe, ∾ 1 Mn, bis 0.2 Ni; gegossen 55.9 Cu, 41.7 Zn, 0.7 Pb, 0.9 Fe, 0.8 Mn; geschmiedet 55.8 Cu, 40.1 Zn, 1.8 Pb, 1.3 Fe, 1 Mn; gelb; D. ∾ 7.9; Schmp. ∾ 900; schmied- und walzbar; E ∾ 10400; K_z gegossen 36—41, gewalzt ∾ 70, gezogener Draht bis 98.4; φ gegossen 6—43, gewalzt 15—40; ψ gegossen 11—37, gewalzt 22—53. In Zn wird bei 900° Spiegeleisen oder Ferromangan eingetragen und diese Leg. dem Messing oder Cu + Zn zugesetzt; im Maschinenbau, zu Blech und Draht sowie zu Kunstguß. (Kr. und L.-B.; D.R.P. 22620, 28546.)
—, amerikanisches. 92.4 Cu, 5.1 Pb, 2.4 Sn, 0.1 Fe; gelbrot; D. ∾ 8.6; Schmp. ∾ 1050; bei Rotglut gut schmiedbar. (K.)
—, englisches. 55 Cu, 38 Zn, 5 Ni, 2 Al; ein Sondermessing (Engl. P. 6061/15.)
Desoxydierte Bronze (s. a. Tobinbronze). I. 80.3 Cu, 12.3 Sn, 5.2 Zn, 2.1 Pb, 0.1 Fe, 0.1 Ag, 0.005 P; II. nach Krupp: 82.8 Cu, 12.5 Sn, 3.2 Zn, 2.1 Pb, 0.1 Fe, 0.1 Ag, Spur P; III. 82 Cu, 12.5 Sn, 3.5 Zn, 2 Pb; gelb; D. ∾ 8.7; Schmp. ∾ 950; beständig gegen H_2SO_3 und $Na_2S_2O_3$; zu Papierfabrikations-

maschinen, Sieben und Armaturen. Ist eine Sonder-Phosphorbronze.
III. Desoxidized Metal Comp., Bridgeport, Conn.)

Deutsche Leg. 86 Al, 12 Zn, 2 Cu; s. a. Aluman.

Diamantbronze. Ähnlich den Al-Sonderbronzen. I. 88 Cu, 10 Al, 2
II. 88 Cu, 12 Al; gelb; D. ∾ 8; Schmp. 1060; sehr hart, spröde
K_z ∾ 80; $\varphi = 0—3$; auch für Federn. (A. Rzehulka, Über Metalleg
witz **1907**. 22; II. A. v. Lachemair, Die Materialien des Maschinenb
234; Rieger, Gieß. Z. **1919**. 291, R. 118.)

Diamantersatz s. Volomit, Tizit, Widia u. ä.

Diamantleg. Hauptsächlich Cr, Mo und W; Schnellschnittleg. (
1922. **28**. 958; St. E. 1922. **42**. 1792.)

Dienetts Metall. 50.7 Cu, 31.8 Zn, 9.6 Pb, 6.3 Ni, 1.6 Sn; wie

Dixigold. 90 Cu, 10 Al; goldgelb; D. ∾ 8; Schmp. ∾ 1060°; sehr
säurefest; sonstiges wie bei Aluminiumbronze; für Scheidemünzen
schinenteile. (Ch. Z. 1922. **46**. 811.)

Doppelbronzedraht. Aluminiumbronze-Seele mit Cu-Umhüllung;
Leitfähigkeit 69% der des Cu; für Telephonleitungen. (Z. Ver. I
36. 1319.) Vgl. a. Compounddraht.

Dowmetall. Ist Elektron mit ∾ 90 Mg; weiß; D. ∾ 1.8; Schmp
K_z gegossen 16; $\sigma_f = 8—9$; $\varphi = 3.5$; $E = 6300$; $H_B = 55—70$; nac
bearbeitung K_z bis 36; Wärmeleitfähigkeit 0.295—0.320; linearer Ausc
koeffizient $\alpha = 0.000028$; in Amerika für Leichtmetallkolben; gut
Drehbank bearbeitbar. (Ir. A., 22. 7. 1920; Z. Met. **1921**. 73.)

Dreizwanzigstel-Legierung. 77 Al, 20 Zn, 3 Cu; sehr harte]
(Ch. Age, 1921. **5**. 514.)

Drittelsilber (s. a. Aluminiumsilber). 66.7 Al, 33.3 Ag; weiß; Schmp.

Dublee. Vergoldete Bronzewaren. Kein gesetzlicher Stempelzwang;
Vorsicht beim Einkauf. Nach Mitteilungen der N. G. Werke (Der V
1920. 618) ergab sich bei Unters. von Klemmerfassungen ein Feing

gef.	14—27	18	25	11	12	23	1
angeblich	40	40	50	35	65	65	3

Dumasbronze (s. a. Damaskusbronze). 77 Cu, 12.5 Pb, 10.5 Sn; für M
teile; neigt zum Seigern. (K.; Kr.)

Dural. Al-Gußleg. $K_z = 16$; $\varphi = 1$. (G. Tammann.)

Duraloy Cimet. Rostfreier Stahl der Driver Harris Co. mit 20—30

Duralumin. > 90 Al, 3.3—5.5 Cu, 0.5—0.8 Fe + Mn, 0.5 Mg; z. B.
3.3 Cu, 0.5 Mg, 0.3 Fe, 0.7 Mn, 0.2 Si. — Al mit I. 4—5 Cu, 0 25—
0.8 Fe (D.R.P. 204543); II. bis 6 Cu, bis 3 Mg, bis 2 Mn (Wilm
244554; R. 125); III. 4.5 Cu, 0.5 Mg, 0.75 Si, 0.5 Mn (Engl. P. 1
IV. 2.5 Cu, 0.5 Mg, 0.5 Cr, 0.5 Mn, ebenfalls vergütbar; V. 4 Cu,
0.7 Cr (Am. P. 1365178); VI. 2—4 Cu, bis 1 Mg, bis 1 Cr, bis 1 M
P. 149638); VII. 6 Cu, 0.5 Mg, 0.25 Ni (Wilm, Am. P. 1261987).
D. ∾ 2.75—2.84; Schmp. ∾ 650; K_z 26—46, φ 23—17; K_z normal g
= 25—35, gewalzt 35—45 bei $\varphi > 15$; durch Abschrecken bei 400—5
Lagern oder Anlassen bei 100—150° zu härten; hält sich gut an d
ziemlich widerstandsfähig gegen Seewasser, H_2SO_4- und HNO_3-Däm
Gebrauchsgegenständen. Das Fabrikationsrecht besitzen die Dürener
werke A.G. (Kr.; L.-B.; Z. Met. 1924. **16**. 122.)

Duraluminähnliche Legg. Al mit I. 1—2 Cu, 0.4 Mg, 0.2—1.3
angew. Ch. **1918**. II. 367); mit hoher K_z und angeblich 50% der e
fähigkeit des Cu. — II. 4 Cu, 0.5 Mg, 1 Ni. (Wilm, R. 128.) — II
Leg. — IV. 7.5 Cu, 0.15 Mg, 4.5 Ni; für Spulen in der Kunstseidefabr
(Rieger, 1919.) — V. 6—8 Cu, 0.2—1 Mg, 1—2 Ni + Co, bis 1 Cd.

P. 172155; D.R.P. 363130.) — VI. 6—16 Zn, 0.1—3 Cu, 1.5 Mg, 0.1—2 Ti, bis 0.4 Si, 1.5 Sb, bis 0.6 Fe; für Guß. (Gaskin.) — VII. wie bei VI und bis 1.5 Cr. (Franz. P. 531050; R. 130.) — VIII. 2 Cu, 0.4 Mg, 0.24 Ni; vergütbar; für hoch beanspruchte Teile. — IX. 1.5 Cu, 1.5 Mg, 1.5 Ni; für Kochgeschirre. (Davis 1910.) — X. 1.8 Cu, 1.6 Mg, 1.2 Ni; für Kraftfahrzeugteile und el. App. — XI. 6—8 Cu, 0.25—1 Mg, bis 1 Cd, bis 0.5 Sn, 1—2 Ni, bis 1.5 Co. (D.R.P. 363130; Engl. P. 172155.) — XII. 4—12 Cu, bis 1.5 Mg, 0.1—2.2 Ti, bis 1.5 Sb, bis 0.6 Fe, bis 0.4 Si (Engl. P. 158828); Gußleg. von hoher K_z. (R. 127.) — XIII. 3.15 Sn, 0.25 Cu, 1.6 Mg, 0.7 Sb. (Westinghouse Co.) — XIV. 3 Sn, 1.7 Cu, 1 Mg, 0.7 Mn; für el. App. und Kraftfahrzeugteile. (Westinghouse Co.) — XV. 2—4 Sn, 2.25—2.5 Cu, 0.04 Mg, 0.25—1.25 Mn, 0.16 Sb; für Kochgeschirre. (D.R.P. 314999; Schweiz. P. 95068.) — XVI. 4.2 Sn, 2.6 Cu, 0.6 Si, 0.6 Fe, 0.55 Mg, 0.2 Sb, 0.1 Pb, 0.1 Mn. (L.-B.; R. 132.)

Duranametall. Hochwertiges Sonder-Schmiedemessing. Satz I. 65 Cu, 30 Zn, 2 Sn, 1.5 Al, 1.5 Fe; Analyse I. 64.8 Cu, 29.5 Zn, 2.2 Sn + Sb, 1.7 Al, 1.8 Fe; II. 58.7 Cu, 39.6 Zn, 1 Sn, 0,4 Pb, 0.3 Fe; gelb; D. 8.2—8.3; Schmp. 900—950; K_z 41, σ_f 18, φ 32, ψ 36; bei der Marine zu Beschlägen und im Maschinenbau viel verwendet. (Kr. nach Knorre.) I. nach Dürener Metallwerke A.G. (D. **293**. 20; Z. Ver. Ing. 1904. **48**. 897; Z. angew. Ch. **1894**. 238.)

Dureisen s. Duriron.

Duriron (vgl. a. Tantiron). Fe mit 12—15 Si. Z. B. I. 14—14.5 Si, 0.25 bis 0.35 Mn, 0.20—0.60 C (gesamt), 0.16—0.20 P, unter 0.05 S, Rest Fe; widerstandsfähig gegen saure Cu-Lsgg. (Eng. M. J. **94**. 873; St. E. 1915. **35**. I. 224.) — II. 82.23 Fe, 15.51 Si, 0.83 C, 0.57 P, 0.01 S; weiß; D. 6.94; Schmp. 1380—1410; $K_d = 49.3$; K_z um 25 % niedriger als bei Grauguß. (St. E. 1914. **34**. 933, 1917. **37**. 310; Met. Ch. Eng. **1914**. 274; C. r. 1918. **166**. 815; Coal Age **1921**. 924.)

Durofixmetall. Ersatzmetall für Zahntechnik. (Met. B. 1923. **13**. 748.)

Durolithmetall. Leg. für Fertigguß. I. zäh, niet- und bördelfähig; $K_b = 30$. II. hart, für stärkerer Abnutzung ausgesetzte Teile; $K_z \backsim 33$; $H_B = 100—110$; durch Oberflächenbehandlung soll Schutz gegen Atmosphärilien geboten werden. (Fertigguß G. m. b. H., Berlin-Tempelhof; Z. Met. 1922. **14**. 22, 122.)

Duroloid. Weißeisenleg.; gepulvert zum Schleifen. (L. J. Barton, Ir. A. **1922**. 784; St. E. 1922. **42**. 1790.)

Dysiodlagermetall. 62 Cu, 18 Pb, 10 Sn, 10 Zn; gelbgrau; für hoch beanspruchte Achslager. (K.)

Edelmessing (s. a. Sondermessing). $\backsim$ 60 Cu + 40 Zn mit bis 5 Cr, Fe, Mn, V, W. (D.R.P. 228017.)

Egus Nr. 403. 82 Zn, 10 Sn, 5 Al, 3 Cu; weiß; $K_d = 30$; für Spritzguß. (Präzisionsgußfabr. Gebr. Eckert in Nürnberg.)

Ehrhardts-Metall. 88.8 Zn, 4.4 Cu, 4.4 Sn, 3.4 Pb; weiß; für Lettern.

Einheitsmetall (Einheitslagermetall). 78 Pb, 15 Sb, 5 Sn, $\backsim$ 2 Cu.

Einheitsrotguß. 84 Cu, 9 Sn, 6 Zn, 0.5 Cu-P. Reichsbahn.

Einschmelzdraht für Glühlampen. 70—80 Fe, 30—20 Cr. (C. H. Weber, Die el. Metallfadenlampe, Leipzig 1914, S. 383.) S. a. Platinersatz, Eldreddraht, Tintal und Platinoid.

Eisenamalgam. Glänzend weiß; kristsch.; rostet leicht an der Luft. Man reibt fein verteiltes Fe (Limatura ferri alcoholisata) mit $HgCl_2$ und W. zusammen. Nur als Überzug auf feuerzuvergoldendem Fe erzeugt, indem dieses mit 12 Tln. Hg, 1 Zn, 2 $FeSO_4$, 12 Wasser und 1.5 HCl gebeizt wird. (Kr.)

Eisenbahnzinkleg., EZL. Nr. 1 [P_4]: 60.1 Zn, 21.3 Sn, 12 Pb, 3.3 Cu, 3 Sb; Nr. 2 [P_6]: 58.2 Zn, 19 Sn, 16.6 Pb, 3.2 Cu, 3 Sb.

Eisenbronze. I. 82.5 Cu, 8.6 Sn, 4.5 Zn, 4 Fe. II. (Marke NAF) 57.7 Cu, 39.5 Zn, 1.3 Fe, 1 Sn, 0.3 Pb, 0.2 Al; gelb; zu Lagern. (K.)

Eisencalciumsilicium. 69.8 Si, 15.1 Ca, 11.2 Fe, 2.6 Al, 1.1 C, 0.2 Mn, 0.05 S + P; weiß; Legiermetall, besonders in der Stahlindustrie. (K.)

Eisenkobalt. 26—60 (am besten 35) Co, bis 2 C, 2—6 Si, oder bis 10 W, bis 15 Mo, bis 10 Cr, V u. dgl., Rest Fe; für permanente Magnete. (Z. Met. 1921. **15**. 290.) Vgl. a. Festas und KS-Stahl.

Eisenkupfer (s. a. Kupferstahl). I. 99.2 Cu, 0.8 Fe; Schmp. ∾ 1100. II. 66 Cu, 34 Fe; Schmp. ∾ 1420. I. $L_{sch} = 1.4$. II. von großer Härte und Festigkeit; bisher wenig verwendet. Früher wurde Fe dem Cu zugesetzt, um die Härte zu vermehren. (Kr.)

Eisenkupfermangan. 70 Cu, 30—0 Mn, 0—30 Fe; für el. Widerstände. (Kr.)

Eisenkupfernickel. Soll gegen schwache Säuren und Oxd. beständig sein. (W. Hacker, Werkz.-Masch. **1922**. 41.) I. Chinesische Leg. 79.4 Cu, 16 Ni, 4.6 Fe (Elsner). II Brownes' Leg. ∾ 52 Ni, ∾ 44 Fe, 3.6—4.9 Cu. III. 47,8 Fe, 32.6 Cu, 16.7 Ni, 2.9 W (Kr.). IV. 40—52 Ni, 0—40 Fe, 0—40 Cu, $>$2 Al. V. 36.3 Fe, 18 Cu, 12 Ni, 3 Al, 1—2 Sn; Neusilberersatz.

Eisenkupfernickelsilicium-Leg. Mit 10 Si; chem. sehr widerstandsfest. (R. Walter, D.R.P. 435 170.)

Eisenlagermetall. 88.5 Gußeisen, 8.5 Cu, 1.5 Sn, 1.5 Sb; grau; für Lager, durch Zusatz von mehr Sn härter und für große Lager noch besser. (Hartskorne, Engl. P., 27. 1. 1859; Génie ind. **1860**. 145.)

Eisenmangan. Bis gegen 80 Mn (80%iges Ferromangan). I. 79.9 Mn, 14 Fe, 3.7 C, 2.2 Si, 0.2 P + S; II. 81.9 Mn, 10.6 Fe, 6.1 C, 1.2 Si, 0.2 P + S; weiß; bis 20 Mn im Hochofen, bis 80 Mn im el. Ofen hergestellt; Legiermetall, besonders in der Stahlindustrie. (Kr.)

— für Eisenbahnräder. Fe mit 17 oder mehr Mn, 1 C; weiß; sehr widerstandsfähig gegen Abnutzung, auch durch beim Bremsen entstehende Wärme; Vergütung durch langsames Erhitzen auf 1100° und mäßig schnelles Abkühlen. (R. Schwarz, D.R.P. 297 509.)

Eisenmangannickel. 55—60 Ni, 1—3 Mn, bis 0.4 C, Rest Fe; weiß; bei —170°: $K_z = 80$, $\varphi = 40$, $\psi = 55$; für Kältemaschinen. Fe ist bei tiefen Tempp. zu spröde; C und Mn sind darauf fast ohne Einfluß, Cr macht hier spröde. (P. Chevenard, Rev. Mét. 1922. **19**. 209.)

Eisenmangannickelmessing. Ein Sonderschmiedemessing. I. 54 Cu, 39 Zn, 2.8 Fe, 2.5 Ni, 1.5 Mn, 0.1 Sn, Spur Al; II. 53.9 Cu, 38.7 Zn, 2.9 Fe, 0.4 Pb, 1.8 Mn, Spur Si, 0.3 Al; gelb. (K.)

Eisenmangansilicium (Ferromangansilicium). I. aus dem Hochofen mit 68 Fe, 20.3 Mn, 10.3 Si, 1.3 C, 0.1 P; II. aus dem el. Ofen mit 0.8 Fe, 74.2 Mn, 24.7 Si, 0.3 C, Spuren S + P; Legiermetall in der Stahlindustrie. (K.)

Eisenmolybdän (Ferromolybdän).

	I.	II.	III.	IV.	V.	VI.	VII.
Mo . . .	52.3	52	∾ 84	83.8	87.3	75.7	74.1
Fe . . .	45.6	47.6	13	12.9	6.4	20.4	22.5
C . . .	1.9	0.3	3.5	3.3	6.3	3.1	3.3
Al, Si, P, S	Spuren und 0.2 Si	0.1	Spuren	Spuren	Spuren	0.7 Cr, 0.1 Si Sp. S	0.1 Si, Sp. S

Bezeichn.: gewöhnl. raffiniert hochprozentiges

Weiß; Legiermetall bei der Stahlerzeugung. (Kr.; K.)

Eisennickel (Ferronickel) (s. a. Nickel- und Invarstahl). I. 48—49 Fe, 50 Ni, 0.6 C, 0.2 Mn, 0.1 Cu, 0.1 Si, Spuren As, Ca und Al. II. 97.8 Fe, 4.3 Ni, 0.8 C, 0.9 Cu, 0.2 Si, Spuren P und S. III. 91.8 Fe, 7.2 Ni, 0.4 C, 0.2 Mn, 0.4 Si, Spuren P und S. — Alle weiß; II. von Ontario; III. gut alkalibeständig; als Legiermetall der Stahlfabrikation und zu chem. Geräten. (K.; P. Merica, Ch. Met. Eng. 1922. **24**. 375.)

Eisennickelsilicium (Ferronickelsilicium). 47.2 Si, 30 Ni, 15.6 Fe, 2.9 Al, 2.6 Cu, 0.9 Mn, 0.6 Mg, 0.2 Ca; weiß; Legiermetall der Stahlfabrikation. (K.)

Eisennickeltantal. 80 Fe oder Stahl, 10 Ni, 10 Ta; weiß; soll sehr zäh, hart und gut federnd sein. (Siemens & Halske, D.R.P. 282575.)

Eisenphosphor s. Phosphoreisen.

Eisenplatin (s. a. Platinstahl). I. 80 Pt, 20 Fe; weißgrau; rostet nicht; für Magnetnadeln zu Schiffskompassen. II. 50 Fe, 50 Pt; weiß, sehr beständig. III. 90 Fe, 10 Pt; leichter flüssig. (Kr.)

— mit noch andern Zusäten. I. 62.75 Pt, 16.5 Fe, 16.2 Cu, 1.8 W, 1.5 Co, 1.25 Cd; II. 62.75 Pt, 18 Fe, 16.2 Cu, 1.8 W, 1.25 Cd; III. 62.75 Pt, 18 Fe, 18 Cu, 1.25 Cd; IV. 54.32 Pt, 24.7 Fe, 1.96 Co, 1.77 W; zu unmagn., hochwertigen Uhren.

Eisensilicium (Ferrosilicium). 10—99 Si, Rest Fe. Sog. 12%iges 83.8 Fe, 10.7 Si, 2.3 Mn, 3.1 C, 0.1 S; sog. 75%iges 23 Fe, 75.7 Si, 0.3 Mn, 0.3 C, Spur S + P; sog. 95%iges 5 Fe, 94.8 Si, 0.1 Mn, 0.1 Al, Spur S + P. Weiß bis blauweiß; D. 2.3—7.0; Schmp. 1300—1400; wird von Säuren sehr wenig, außer von HF, und über 50 Si erst stärker von Alkalien angegriffen; rostet wenig, hochproz. nicht; bis 12 Si im Hochofen, bis 99 Si im el. Ofen hergestellt; Desoxydationsmittel in ausgedehntem Maße bei der Stahlfabrikation und zu Kunstguß. Der Gehalt an Si kann bequem aus dem SG. ermittelt werden (vgl. M. v. Schwarz, Diss., München 1912; Ch. Z. 1927. **51**. 815). (Kr.; K.)

Eisentantal (Ferrotantal). 42.9 Fe, 34.4 Ta, 19.1 Ni, 3.6 C; weiß; im el. Ofen; Legiermetall. (K.)

Eisentitan (Ferrotitan, s. a. Titanstahl). I. 42.8 Fe, 45.3 Ti, 0.4 C, 1.2 Si, 0.3 Al, Spuren S und P; II. 42.8 Fe, 42 Ti, 3.2 C, 1.2 Si, 0.3 Al, 0.3 Mg; III. 43.7 Fe, 33.7 Ti, 8.3 C, 14.2 Si, 0.1 Al; IV. 78.5 Fe, 18.4 Ti, 0.7 C, 1.4 Si, 0.7 Al, 0.2 Mn, 0.1 S und P. Weiß; im el. Ofen; Legiermetall. (Kr.; K.)

Eisenvanadin (Ferrovanadin, s. a. Vanadinstahl). I. 48.5 V, 47.2 Fe, 3.1 C, 0.1 Si, 0.1 Mg, 0.1 Cu, Spuren S und P; II. 50 V, 46.9 Fe, 2.5 C, 0.1 Si, 0.1 Mn, 0.1 Cu, Spuren S und P; III. 52.8 V, 45.9 Fe, 1.05 C, 0.1 Si, 0.05 S und P; IV. 46.2 V, 50.3 Fe, 0.1 C + P + S, 1 Si, 1.3 Al, 0.05 Ca; V. 35—45 V, weniger als je 0.50 C, 3 Si, 0.3 S, 0.10 P; VI. 50—55 (für besondere Zwecke 80—85) V, weniger als je 0.2 C, 2 Si, 0.05 S, 0.10 P, 0.05 As, 1 Al. — III. französisches von Albertville; IV. amerikanisches; V. amerikanisches, Primos Spezial (1924); VI. deutsches der Otavi Minen- u. Eisenbeton-Ges. und Ges. f. Elektromet., Nürnberg. Weiß; im el. Ofen; Legiermetall in der Stahlerzeugung. (Kr.; K.)

Eisenwolfram (Ferrowolfram, s. a. Wolframstahl). Hochprozentiges ∾ 80 W, 20 Fe. I. franz. 72.5 W, 23.4 Fe, 1.8 C, 0.8 Mn, 0.3 Si, 0.1 Al, Spuren S und P; II. 64.7 W, 22.9 Fe, 1.6 C, 0.4 Mn, 0.3 Si, 0.1 Al, Spuren S und P; III. (raffiniert) 87.4 W, 12.1 Fe, 0.4 C, 0.1 Si, Spuren S und P; IV. (Wilson Al. Co. U.S.A.) 83.9 W, 12.2 Fe, 3.3 C, 0.6 Si, Spuren S und P; V. (deutsch) 83.6 W, 15.7 Fe, 0.5 C, 0.1 Si, Spuren S und P; VI. (H. H. Blackwell u. S., Liverpool) 78.8 W, 10.9 Fe, 3.2 C, 1.9 Si, 0.2 S und P; VII. (englisch) 83.90 W, 13.00 Fe, 2.36 Si, 0.56 Mn, 0.08 C, 0.05 Cr. Weißgrau; nur im el. Ofen; als Legiermetall für Schnelldrehstähle. (Kr.; K.) W-Gehalt ist aus SG. zu ermitteln.

Eisenzink (s. a. Hartzink). 80—99 Zn, 20—1 Fe; z. B. I. 97.3 Zn, 2.7 Fe; II. 92.2 Zn, 5.3 Fe, 2.4 Pb, 0.1 Cu, Spuren SiO_2; III. 96.9 Zn, 3.1 Fe; alle weißgrau; IV. 92.3 Zn, 7.3 Fe, grauschwarz; Schmp. 1 Fe ∾ 500, 5 Fe ∾ 700, 10 Fe ∾ 800; L_{sch} ∾ 1.4; zum Guß von billigen Kunstgegenständen und als Legiermetall. (K.)

Eisenzinn. 97 Fe, 3 Sn; weiß; für elektrotechn. Geräte. (Nach Rübel, Franz. P. 429 758.)

Elalco Comet. Rostfreier Stahl der El. Alloy Co. mit 30.0 Ni, 5.0 Cr.

Eldreddraht. Etwa 35% Pt-Auflage und Ni-Stahlkern mit Cu-Zwischenschicht; weiß; D. = 10.4; Wärmeausdehnungskoeffizient 0.000 0070. Platinersatz für Einschmelzdrähte von Glühlampen. (D.R.P. 263 868; C. H. Weber, Die el. Metallfadenlampen, Leipzig 1914, S. 382.)

E-Leg. 76.3 Al, 20 Zn, 2.5 Cu, 0.5 Mn, 0.5 Mg, Fe und Si $<$ 0.2; $\sigma_f = 21.6$ bis 48; $K_z = 37—61.5$; $\varphi = 22—9$. (Z. Met. 1922. **14**. 372.)

Elektrisiermaschinenamalgam s. Kienmayersches Amalgam.

Elektrobronze. 16—20 Pb, 6—8 Sn, 4—7 Zn, Rest Cu; im Elektroofen aus Altmetall nach dem Dommeldinger Verf. von Arend erschm. Bleibronze für hoch beanspruchte Lager, besonders Walzwerkslager; K_z bis 25. (A. Keßner, Z. Met. 1920. **12**. 400.)

Elektron. Weiß; D. 1.75—2, gegossen: K_z 18, φ 5; gepreßt oder gewalzt: K_z 35, φ bis 18; Leichtleg. (Prometheus **21**, Nr. 8, 30.) — CM: 98 Mg, 1 Cu; Z 1: 93 Mg, 5 Zn. (E. Weinwurm, Ch. Z. 1921. **42**. 379; vgl. a. Hanszel, Z. Met. 1921. **13**. 319.) — AZM für Guß, sonst wie Z 1; $\varphi = 3—4$; bis —20° kein schlechter Einfluß auf σ_f und K_z.

	CM	Z 1	AZM
D.	1.74	1.83	1.84
Wärmeleitfähigkeit	0.38	0.32	—
Wärmeausdehnung	0.000 027	—	—
SW.	0.25	0.24	0.24
Schmp.	∾ 650	∾ 635	630
El. Leitfähigkeit .	21.5—22.5	16—18	12—13
Temp.-Koeffizient .	0.0038	—	—

Erschm. zweckmäßig in Eisentiegeln, zum Gießen nicht zu stark erhitzen. (Ausführliches in „Weltmarkt“ **1920**. 290.) — P. V. 1. H. (gepreßt und gehärtet): D. 1.82, K_z 42—44, φ 3—5, H_B 90; AZ gegossen: K_z 12—15, φ 2—4, H_B 44—46. (Maschinenbau **1925**. H. 1; M. Preuß, Automobil- u. Motorenlexikon 1925, S. 88.)

Elektroplate. Galvanisch versilbertes Neusilber.

Elektrum. I. 75 Au, 25 Ag; II. 51.6 Cu, 25.8 Ni, 22.6 Zn, gelb; III. 80 Au, 20 Ag, grünlich; IV. 75 Au, 25 Ag. I. luftbeständig; zu Schmucksachen, besonders im Altertum; II. neue Legierung. (L.-B.; K.)

Elianit. Säurefeste Fe-Si-Leg. I. 82.4 Fe, 15.1 Si, 0.62 Mn + Ni + Al + C + P + S + Ca + Mg; D. 6.87. II. 80.67 Fe, 15.13 Si, 0.53 Mn, 2.23 Ni, 0.82 C, 0.06 P, 0.03 S; D. 7.14. (C. r. 1918. **166**. 815; St. E. 1919. **39**. 233.)

Elinvar. Soll verbesserter, Cr-haltiger Invarstahl sein. Z. B. 30 Ni, 14 Cr, 0.5 C, Rest Fe. (Guillaume, Z. Met. 1921. **13**. 290.)

Elkonit. 33.3—66.6 W, Rest Cu. Da sich Cu und W nicht legieren, wohl nur als eine Art Stampfleg., Sinterkörper oder Emulsien möglich.

Elo-Auridin. Lagerbronze.

Emaillierlot. I. 60.4 Au, 39.6 Ag; II. 54.5 Au, 38.7 Ag, 6.8 Cu; III. 80 Au, 15 Ag, 5 Cu; IV. 68 Au, 25 Cu, 7 Ag; V. 72.9 Au, 20.5 Ag, 6.6 Cu; VI. 75 Au, 20 Ag, 5 Cu; VII. 60 Au, 20 Ag, 20 Cu; VIII. 60 Au, 25 Cu, 15 Ag; I.—VI.

hellgelb; VII. und VIII. grün; IX. 72.5 Cu, 20.25 Ag, 6.75 Au; X. 75 Cu, 16.75 Ag, 7.25 Au; I. streng-, II. leichtfl.; für Goldwaren, die emailliert werden sollen. (Kr.)

Engesterium (Königinmetall). 88.5 Sn, 7.1 Sb, 3.5 Cu, 0.9 Zn. (Rss., 465.)

Engine. 89.4 Cu, 10.4 Sn, 0.2 Zn; gelb; D. ∾ 8.8; Schmp. ∾ 1000; Lagermetall für Kraftwagen, wie Bronze. (K.)

Era-HR-Stahl. Cr-Ni-Stahl; hitzebeständig. (Ch. Age 1927. **16**. 506; Korr. 1927. **3**. 280.)

Era-Manganstahl. (Met. I. London. **1922**. 359; St. E. 1923. **43**. 130.)

Erhardts Kriegsbronze. I. 87 Zn, 9 Cu, 3 Al und veredelnde Zusätze; II. 85.7 Zn, 9 Cu, 3.4 Al, 1.4 Pb, 0.4 Sn. (R. 121.) Weiß; D. ∾ 7.2; Schmp. ∾ 450; K_z 25; Druckfestigkeit 98; Härte 95 Brinell; Lagermetall, für el. App., weniger beanspruchte Maschinenteile (wie Zahnkränze), gewöhnliche Armaturen, ausgenommen für Heißdampf. (H. Krause, B. H. Anz. 1916, Nr. 142; E. H. Schulz, Z. Ver. Ing. 1922. **66**. 39.) Messingersatz auch 89 Zn, 8 Cu, 3 Al oder 90 Zn, 9 Cu, 1 Al.

ERP s. Plasto-Resist.

Ersatzlot s. Weichlotersatz.

Eurekadraht. Cu-Ni-Leg. (G. B. Deodhar, Z. Phys. 1924. **21**. 247.)

Eva-Leg. Cr-Ni-Leg. (Ch. Age **19**. 158; C. **1928**. II. 1815.)

Evans Metallkitt s. Cadmiumamalgam.

Everdur. I. 95 Cu, 4 Si, 1 Mn; säurebeständige Sonderbronze. (Met. I. London 1926. **29**. 511.) — II. Nr. 50 der Du Pont Eng. Co. Cu mit 3.5 Si und etwas Mn. (Metallt. 1928. **53**. 99; Met. B. 1923. **13**. 1420.) Beständig gegen HCl ohne Luftzutritt, gegen Grubenwässer (Rohre, Pumpen), Bleichfl. und NaOH, nicht gegen NH_4OH und HNO_3; D. = 8.15—8.45; Schmp. 1050; L_{HCl} = 1.3—2. — Festigkeitswerte:

	bei Zimmertemperatur						bei hoher Temperatur			
Everdur	σ_f	K_z	φ	ψ	H_S	H_B	t^0	K_z	φ	ψ
Sandguß	21.1	35.0	24	35	11	—	80	51.1	43.5	51.0
geschmiedet	28.1	45.0	54	60	—	—	500	42.3	33.0	67.4
warm gewalzt	33.7	51.4	56	53	19	119	750	25.2	25.5	69.4
Blech	39.4	56.2	40	—	—	—	1000	10.2	18.0	71.4
kalt gez. Rohre	42.7	69.0	16	—	40	—				
„ nachbeh.	21.8	45.7	55	—	—	—				

Excelsior. Widerstandsleg. für Elektrotechnik mit 0.0583 spez. el. Widerstand von C. Schniewindt & Co., Neuenrade i. W. (Meßtechnik 1927. **10**. S. XV.)

Faluner Diamantenlegierung. 60.4 Sn, 39.6 Pb; weiß; D. ∾ 8.5; Schmp. ∾ 200; zu Theaterschmuck und Spiegeln für gewisse Beleuchtungsapp. (Kr.)

Faßhähnelegierung. I. 78.5 Sn, 19.5 Sb, 2 Ni; II. 80.7 Sn, 17.5 Sb, 1.5 Ni; III. 71.5 Sn, 21.5 Sb, 7 Ni; weiß; ziemlich hart; für Faßhähne; gegen chem. Einflüsse ziemlich widerstandsfest.

Federgold. I. 66.67 Au, 25 Cu, 8.33 Ag; II. 66.67 Au, 22.25 Cu, 11.08 Ag (Wagner); III. 50 Au, 25 Ag, 25 Cu. (Kr.)

Federngold s. Goldfedern.

Federnmetall s. Coopersches Federnmetall.

Feilenbronze
Feilenlegierung } s. Genfer und Vogels Kompositionsfeilen.

Feingoldlot. 100 Au; goldgelb; D. 19.33; Schmp. 1064; sehr weich und dehnbar; nur von Cl_2 und Königswasser angegriffen; meist wird Feingold des Handels unmittelbar verwendet; früher zum Löten der Platingefäße für H_2SO_4-Fabriken. (Kr.)

Fentonsche Legierung. 80 Zn, 14.5 Sn, 5.5 Cu; weiß; bildet beim Guß leicht große Kristalle und wird dadurch spröde; man verhindert dies durch niedere Gießtemp. und Umrühren bis zum Erstarren; zu Zapfenlagern. (Sächs. Ind. Ztg. 1861. Nr. 26; D. 1861. **161**. 72.)

Feralun. Gußeisen mit Al und Si. Säurebeständig, besonders gegen H_2SO_4. (Z. Ver. Ing. 1917. **61**. 362; St. E. 1917. **37**. 310.)

Fermor (s. a. Allot). Al-Lot.

Ferran. Mit Al plattiertes Fe der Wickeder Eisen- und Stahlwerke.

Ferroaluminium s. Aluminiumeisen.

Ferrobor s. Boreisen.

Ferroboron. 15.4 B, 4.9 Si, 3.3 Mn, 3.1 Al, Rest Fe.

Ferrobronze. Eigentlich eine Art Messing mit geringem Eisenzusatz; s. Aich-, Delta-, Durana-, Olpeametall, Rübelbronze und Sterrometall.

Ferrochrom s. Chromeisen.

Ferrolegierungen s. Eisenlegierungen.

Ferron. 50 Fe, 35 Ni, 15 Cr; säurefest. (Metalltechn. **1926**. 326.)

Ferroneusilber. I. 70 Cu, 20 Ni, 5.5 Zn, 4.5 Cd; II. 66 Fe, 23 Ni, 5 Cu, 4 W; silberweiß; wie Neusilber. (Kr.; K.)

Ferro-Platin. Rostfreier Stahl der Röchling-Buderus A.G.

Ferrosiliciummangan. 70—75 Si + Mn. Gebräuchlichste Sorten aus dem el. Ofen:

%	I.	II.	III.	IV.
Mn	48—52	60—65	70—75	80—85
Si	20—25	25	23	10—15
C ∾	1	1	1	2
P	0.07	0.07	0.07	0.07
S	0.02	0.02	0.02	0.02

Handelsübliche Sorten:

%	I.	II.	III.	IV.	V.	VI.	VII.	VIII.
Mn	70.3	74.2	73.5	70.8	61.3	60.0	64.3	49.6
Si	24.6	24.7	24.2	19.8	24.8	31.9	16.3	24.75
C	0.35	0.30	0.65	1.07	0.60	0.49	1.53	0.55
P	0.04	0.02	0.05	0.005	—	—	—	0.022
S	0.02	0.01	0.007	—	—	—	—	0.015

Mit mehr als 25 Si werden die Legg. brüchig und zerfallen von selbst, besonders bei höherem P-Gehalt; deshalb findet man nur selten mehr als 30 % Si. (K. Th. Kürten, C. Hütt. 1928. **32**. 281.)

Ferrotherm. Hochhitzebeständige Fe-Cr-Leg. von Friedr. Krupp A.G. (Metalltechn. **1926**. 256.) S. a. hochhitzebeständige Legg.

Festas. Co-Cr-Fe; weiß; für Messerfabrikation. (Goodwin, Z. angew. Ch. 1918. **31**. 567; „Sole", 11. 10. 1918.)

Festelmetall (wie Festas). Co-Cr-Fe; Stellit mit Fe-Zusatz; auch für permanente Magnete. (Met. I. London 1920. **18**. 357; Z. Met. 1921. **13**. 290.)

Firnitlötmittel. Für Hart- und Weichlötung von Al und Al-Legg. (L. Rostosky, D.R.P. 382258.)

Flanschenmetall (s. a. Maschinenbronze). I. deutsch 92.4 Cu, 5.1 Zn, 2.5 Sn, Spuren Fe und Pb; gelbrot. II. franz. 94.3 Cu, 0.1 Pb, 5.6 Sn, Spuren Fe. (K.)

Fletchermetall. 95.5 Al, 3 Cu, 1 Sn, 0.5 Pb; weiß; D. ∾ 2.8; Schmp. ∾ 650; Leichtmetall. S. a. Al-Lagermetall nach Fletcher.

Flexilisguß. So viel wie Mitisguß, sehr weicher Stahlguß.
Forbes Knopfmetall. 53.5 Zn, 46.5 Cu; weißgelb; D. ∾ 8; Schmp. ∾ 850. (Kr.)
Französisches Gold. Ist Rottombak. I. 90 Cu, 10 Zn; II. 85.5 Cu, 14.5 Zn; III. 86 Cu, 13.4 Zn, 0.4 Sn, 0.2 Fe; goldgelb; D. 8.7, 8.6, 8.6; Schmp. 1050, 1020, 1000; dehnbar und zäh; beim Verschmelzen der Metalle werden auf 100 Cu, 6 Mg, 3.6 NH_4Cl, 1.8 $CaCO_3$ und 9 roher Weinstein eingerührt; zu Gürtlerwaren, manchmal für Eßbestecke und Geräte. (Kr.)
Frarymetall. 96.75 Pb, 2 Ba, 1 Ca, 0.25 Hg o. a.; Lagermetall mit guter Reibungsziffer; durch Elektrolyse der geschm. Chloride des Pb, Ba und Ca im Eisentiegel auf geschm. Pb-Kathode. (Z. Met. 1921. **13**. 482, 1923. **15**. 337; Eng. 1921. **82**. 173; Ch. Met. Eng. 1921. **25**. 1181.)
Friktionlagermetall (s. a. Maschinenbronze). I. 90 Cu, 9 Sn, 1 Phosphorzinn (5%ig), normal; II. 88 Cu, 8 Sn, 1 Phosphorzinn (5%ig), 3 Zn, normal; III. 78 Cu, 8 Sn, 1 Phosphorzinn (5%ig), 1 Zn, 12 Pb, für mittlere Beanspruchung; IV. 80 Cu, 10 Sn, 2 Phosphorzinn (5%ig), 8 Pb, für starke Beanspruchung; rotgelb; viel für Kraftwagen. (K.)
Funditaluminiumguß. Al mit geringen Zusätzen für Gußzwecke, besonders für Kochgeschirre und Handhaben dafür; weiß; D. ∾ 2.8—2.9; K_z 15.8; φ 2.2. Z. B. 90 Al, 6 Sn, 2.6—2.8 Cu, 0.1—0.4 Mn, 0.2 Sb. (M. Weitzel, D.R.P. 314 999.)
Funkenzündende Legg. s. pyrophore Legg.
Furtensit. 66.31 Pb, 15.79 Sn, 14.71 Sb, 2.38 Cu, 0.48 Fe; Lagermetall.

Gautschstahlbronze. Zinnbronze mit etwas Fe. K_z 22—24.5, σ_f 10—16.5 bei φ 10—21, ψ 16—31; E 9200—9950; soll sich für Lager besser als Phosphorbronze eignen.
Gedges Legierung für Schiffsbeschläge (vgl. a. Aich- und Sterrometall). Englisch I. 60 Cu, 38.5 Zn, 1.5 Fe; II. 60 Cu, 38.5 Zn, 1.8 Fe; III. österreichisch von Rosthorn 55.5 Cu, 41.8 Zn, 4.7 Fe; oder IV. 55 Cu, 42.4 Zn, 1.8 Fe, 0.8 Sn; gelb; D. ∾ 8.3; Schmp. ∾ 900; in Rotglut gut schmiedbar; widersteht gut dem Seewasser; zu Schiffsbeschlägen und Propellern. (Kr.; K.)
Gehäuseleg. Al-Gußleg. mit 6—14 Zn, 2—3 Cu; z. B. 90.37 Al, 2.75 Cu, 0.98 Fe, 5.36 Zn, 0.34 Unl.; weiß; D. ∾ 2.9; H_B 58—60; s. a. Alneon, Deutsche Leg. u. a.; für Verbrennungskraftmotoren u. a.
Gelbguß (s. a. Messing). 55—80 Cu, 45—20 Zn; gelb bis goldgelb. (K.)
Genelit. I. Bronze mit viel Graphit (Gen. Electric Co.); II. Lagermetall mit 40 Vol.-% Graphit; III. Zinnlagermetall mit 40 Vol.-% Graphit. (I. E.T.Z. **1922**. 825; II. Ch. Z. 1922. **46**. 1028, St. E. 1922. **42**. 1915; III. Z. Ver. Ing. 1922. **66**. 875, Allgem. Automobilztg., 23. 7. 1921.)
Genfer Kompositionsfeilenleg. (s. a. Maschinenbronze). I. 64.4 Cu, 18 Sn, 10 Zn, 7.6 Pb; II. 62 Cu, 20 Sn, 10 Zn, 8 Pb; gelb; von großer Härte. (Kr.)
Germansilver. Galvanisch versilbertes Neusilber. (K.)
Gertlers Magnetstahl. Fe mit 5.25 W oder Cr und 2.5 Al. (Am. P. 936 330; R. 107.)
Geschoßmantelleg. 79.7 Cu, 20.2 Ni, 0.1 Sn und Pb, Spuren Fe und C; graugelb; D. ∾ 9; Schmp. ∾ 1200; zu Geschoßmänteln für Kleingewehrmunition. (K.)
Geschützbronze. 88—94 Cu, 12—6 Sn; normal I. 90 Cu, 10 Sn; II. 88.7 Cu, 11.3 Sn; gelbrot; D. ∾ 8.8; Schmp. ∾ 1000; L_{sch} 0.75; meist durch Eintragen von Sn in geschm. Cu, kleine Mengen im Tiegel, große im Flammofen; jetzt fast immer mit P-Cu desoxd.; früher fast ausschließlich für Geschützguß. (Kr.; K.)
Gesenkstahl. I. Fe mit 0.5—0.8 Mn, 0.55—0.65 C, $<$ 0.3 Si, $<$ 0.05 S, $<$ 0.05 P, $<$ 1.0 Ni; H_B = 196—255; A $>$ 1.4. — II. Cr-Ni-Stahl mit 0.3—0.36 C, 0.4—0.7 Mn, $<$ 0.3 Si, $<$ 0.05 S, $<$ 0.05 P, 3—3.6 Ni, 0.6—1.0 Cr; H_B $>$ 269; A. = 5.5. (Forg. Heat Treat. **1923**. 47; St. E. 1923. **43**. 447.)
Gewehrbeschlägebronze. 80 Cu, 17 Zn, 3 Sn; gelb; D. ∾ 8.5; Schmp. ∾ 980. (K.)

Gewehrläufestähle. Nicht rostende, meist hochwertige Cr- oder Cr-Ni-Stähle von Fr. Krupp, Gebr. Böhler, Poldihütte usw., wie Anticorro, Antinit usw.
Gewichtebronze. 89.5 Cu, 8.5 Sn, 2 Zn; gelbrot; D. ∾ 8.8; Schmp. ∾ 1000; für feine Gewichte, meist noch vergoldet oder platiniert. (K.)
Gittermetall. Graphithaltiges Pb-Sn-Sb-Lagerweißmetall des Braunschw. Hüttenwerks, Braunschweig-Melverode, das auch beim Versagen der Schmierung und Heißlauf infolge des Graphitgehalts die Achsen nicht beschädigt und sehr gute Gleiteigenschaften besitzt.

Marke	M	N	H	HK	GK	L	R
H_B (10 mm, 500 kg, 30 sek) .	15.9	17.5	22.3	25.8	34.3	40.6	—
K_d (kg/mm²)	13.0	15.5	13.0	11.5	11.65	13.3	—

(Teilweise nach Schneider, Autordsch. 1921. **20.** 153.)
Glanzmessing. 60 Cu, 40 Zn; gelb; D. 8.3; Schmp. 900. (K.)
Glievometall. 76.7 Pb, 14 Sb, 7.8 Sn, 1.5 Fe; weiß. (K.)
Glievormetall. 73.9 Zn, 9.1 Sb, 7.1 Sn, 4.4 Cu, 4 Pb, 1.5 Cd; weiß. (K.)
Glockenbronze s. Glockenmetall.
Glockengut s. Glockenmetall.
Glockenmetall (s. a. Schellenmetall). 75—80 Cu, 25—20 Sn; Zn-Gehalt soll nur sehr gering sein; Pb, Ag, Au und Fe sollen fehlen; normal I. 75 Cu, 25 Sn; II. 78 Cu, 22 Sn; gelb, Bruch graugelb; D. 8.8; Schmp. 800; spröde und hart; L_{sch} 1.54; zu Glocken und Haushaltungsmörsern. (Kr.)
Glühbeständige Legg. Pt mit Ta, W, Mo oder anderen hochschm. Metallen der Gruppe; ferner Nichrom, Co-Cr und andere Ta-haltige nach Siemens & Halske. (D.R.P. 360000; Z. Met. 1923. **15.** 54.)
Glyco-(Glyko-) Metall. I. Pb + As; für ganz gering beanspruchte Lager, z. B. Steuerwellen u. ä. (Maschinenfabrik Augsburg-Nürnberg.) — II. 85.5 Zn, 5 Sn, 4.7 Pb, 2.4 Cu, 2 Al; für billige Lager. (R. 121.) — III. 82 Sn, 10 Sb, 8 Cu; sehr hochwertiges Lagerweißmetall für höchste Beanspruchungen.
Glycoweißbronze ZD. 84.5 Zn, 6.2 Sn, 4.5 Pb, 3.8 Cu, 1 Sb. (P. Gieren, Diss., Berlin 1919; E. H. Schulz, Z. Ver. Ing. 1922. **66.** 39.)
Goldamalgam. Von wechselnder Zus.; krist. nach einiger Zeit; durch Erhitzen kann Hg vollständig verdampft werden; bei Rotglut wird (im Freien oder unter einer sehr gut ziehenden Esse) auf Au in einem mit Kreide eingeriebenen Graphittiegel die 8—9fache Menge fast sd. Hg eingebracht, gut umgerührt, und in W. gegossen; für Feuervergoldung und als Zwischenerzeugnis bei der Goldgewinnung durch Amalgamation. (Kr.)
Goldbronze. I. 90.5 Cu, 6.5 Sn, 3 Zn; goldgelb; D. ∾ 8.8; Schmp. ∾ 1020; im Kunstgewerbe und zu Gürtlerwaren, besonders noch zu vergoldenden. (Kr.) II. 90—95 Cu, 8—3 Al, 2 Au. III. 54.9 Zn, 45 Cu, 0.1 Al. (Read; R. 116.)
Golddublee s. Dublee.
Goldeisen s. Goldstahl.
Goldeisennickelplatin (s. a. Platinoid). 60 Pt, 35 Ni, 3 Fe, 2 Au; für Schmuck.
Goldeisenplatin. 60 Pt, 30 Fe, 10 Au; für Schmuck.
Goldeiseisensilber. 85.75 Au, 8.55 Ag, 5.64 Fe, 0.06 C; blaugrau (Wagner).
Gold, elastisches, s. Goldfedernmetall.
Goldfedernmetall. I. 66.7 Au, 25 Cu, 8.3 Ag; II. 25 Au, 50 Cu, 25 Ag; III. 58.8 Au, 22.8 Cu, 14.7 Ag, 3.7 Zn; goldgelb; gut elastisch; zu Federn, besonders zu Füllfedern mit Ir-Spitze. (Kr.; K.)

Gold, französisches (Oreïde) s. französisches Gold.
— grünes (s. a. Goldlegg., farbige). I. 75 Au, 12.5 Ag, 12.5 Cd, grün; II. 75 Au, 16.6 Ag, 8.4 Cd, gelbgrün; III. 74.6 Au, 11.4 Ag, 4.3 Cd, grün; hämmerbar und gut zu dehnen; zu Schmuckwaren, Uhrgehäusen usw. (K. nach Abel, D. 1863. **167**. 288, aus London J. of arts **1863**. 11.)
— rotes. Au : Ag : Cu = I. 58.33 : 12.5 : 37.5; II. 58.15 : 8.1 : 33.45; III. 58.33 : 4.2 : 37.5; IV. 53 : 25.3 : 21.7; V. 54.6 : 31.8 : 13.6; VI. 53 : 32.5 : 14.5; VII. 50 : 37.5 : 12.5; VIII. 50 : 33.33 : 16.67; IX. 43.5 : 27.3 : 24.2; X. 50 : 25 : 25. I.—IV. für Schmuckwaren; V. als Weichlot für 18karätiges Gold; VII.—IX. als Lot. S. a. Goldlote und Goldschlaglote.
Goldimitation. 97.8 Cu, 2 Al, 0.2 Au. (D.R.P. 47380.)
Goldkupfer (s. a. Schakdo). Au : Cu = I. 90 : 10 für Münzen; II. 75 : 25, hochrot, bei langsamer Erstarrung der Verb. Au-Cu leicht spröde; III. 66.75 : 33.25, rot; IV. 62.5 : 37.5, rot, als Lot; V. 50 : 50, hochrot, für Schmuck; VI. 33.33 : 66.67, hochrot, als Lot. (Kr.)
— sogenanntes (ohne Au, Chrysochalk). I. 90.5 Cu, 7.9 Zn, 1.6 Pb; II. 58.7 Cu, 40.2 Zn, 1.1 Pb; III. 95 Cu, 5 Sn; IV. 90.5 Cu, 3 Zn, 6.5 Sn. I. und IV. goldgelb, II. gelb, III. orange; D. I. ∾ 8.7, II. 8.3, III. und IV. 8.8; Schmp. I. und III. 1050, II. 900, IV. 1020; an trockener Luft bleibt der schöne goldgelbe Glanz, an feuchter Luft Patina; bei der Herst. im Tiegel werden alle Metalle zugleich eingesetzt, im Flammofen dagegen nacheinander Altmetall, Cu, Sn, Zn; für Goldimitation und Waren, die vergoldet werden sollen. (Kr.; K.)
Goldkupferpalladium (Silberleg.). 37.5 Au, 27.1 Cu, 22.9 Ag, 12.5 Pd; braunrot; Härte wie Eisen, unmagn.; an der Luft unverändert; zu Achsen von Uhren, Lagern, sowie Rädern von Chronometern. (Kr.)
Goldkupferplatinwolfram. 16.8 Au, 2.5 Pt, 78.7 Cu, 2 W; goldähnlich.
Goldkupfersilber. Vielfach sog. gemischte Karatierung; sehr gut säurebeständig: I. 66.67 Au, 26.67 Ag, 6.67 Cu; II. 58.33 Au, 25 Ag, 16.67 Cu; III. 92 Au, 5 Ag, 3 Cu. (Z. Met. 1921. **13**. 291.) S. a. Goldlote.
Goldkupfertantal. 0—100 Au, 0—100 Cu, 0—100 Ta; soll hohe D., mech. Festigkeit und chem. Widerstandskraft besitzen. (Siemens & Halske, D.R.P. 284241.)
Goldlegierungen, farbige.

	I.	II.	III.	IV.	V.	VI.	VII.	VIII.	IX.	X.
Au	33.3	50	72.5	85.7	33.3	50	66.7	Au 80	85.7	50—75
Ag	66.7	50	27.5	14.3	66.7	50	33.3	Stahl 20	5.7	50—25
Farbe	blaß-gelb	blau-grün	grau	schwefel-gelb		hochrot		grau	8.6 Ag grau	blau
D.	15	13.7	15.7	17.2	11.3	12.7	14.2	—	—	—
Schmp.	1030	1050	1060	1063	1000	950	900	—	—	—

	XI.	XII.	XIII.	XIV.	XV.	XVI.	XVII.	XVIII.	XIX.	XX.
Au	66.7—85.5	75	74.6	75	50	53	53	60	66.7	72.8
Ag	33.3—14.5	16.6	11.4	12.5	37.5	25.3	32.5	20	6.7	18.8
Cu	—	—	9.7	—	12.5	21.7	14.5	20	26.6	9.4
Cd	—	8.4	4.3	12.5	—	—	—	—	—	—
Farbe		grün				hochgelb		blaßrot		hochgrün

Zu Goldwaren. (Kr.)
Goldlegierungen, federhart, auch nach dem Gießen, Erhitzen, Löten usw. Au, Cu, Sn, Zn, Ni und Bi. (D. Gold- u. Silberscheideanst., D.R.P. 379149.)
—, gesetzliche. In England 75 Au, Rest Cu + Ag; in Österreich 32.6, 54.5 oder 76.7 Au, Rest Cu + Ag; in Frankreich, Belgien und Italien 92, 84 oder 75 Au; Pforzheimer Goldwaren: gewöhnliche 13—25 Au, feinere 56.2 Au, feinste 58.3 bis 75 Au, Rest Ag und (oder) Cu; verschiedene gemischter Karatierung:

	I.	II.	III.	IV.	V.	VI.	VII.
Au	58.3	58.3	58.3	66.6	66.6	75	75
Ag	25	12.5	4.2	19.5	6.7	14.6	10.4
Cu	16.7	29.2	37.5	13.9	26.7	10.4	14.6
Farbe	gelb	dunkelgelb	sehr rot	gelb	rot	gelb	rötlich

Heute wird meist (vgl. S. 261 u. 268) der Goldgehalt in Tausendteilen (Tausendstel Feine = T. F.) angegeben, früher in Grän und Karat:

Grän	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
T. F.	3.47	6.95	10.42	13.89	17.36	20.84	24.31	27.78	31.25	34.73	38.19	41.67
Karat	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
T. F.	41.67	83.33	125	166.67	208.33	250	291.67	333.33	375	416.67	458.63	500
Karat	13	14	15	16	17	18	19	20	21	22	23	24
T. F.	541.67	583.33	624.55	666.67	707.33	750	791.67	833.33	875	916.67	958.33	1000

Zu Schmuck- und Gebrauchsgegenständen. (Kr.)

Goldlote.	I.	II.	III.	IV.	V.	VI.	VII.	VIII.
Au	75	89	54.5	50	66.7	25	33.3	33.3
Ag	16.7	7.4	31.8	33.3	16.7	50	66.7	—
Cu	8.3	3.7	13.7	16.7	16.7	25	—	66.7
	Hartlot (I.–II.)		Weichlot (III.–IV.)		583 T. F.	weniger als 583 T. F.		
für	Feingold u. 750 T. F.		Feingold u. 750 T. F.					

IX. 12 Au, 54.7 Ag, 28.2 Cu, 5 Zn für leichtfl.; X. 62.4 Au, 31.2 Ag. 6.4 Zn für gelbes Gold. Zum Löten der Goldwaren auch: XI. 82 Au, 12 Ag, 6 Cu; XII. 75 Au, 20 Ag, 5 Cu; XIII. 75 Au, 19 Ag, 6 Cu; XIV. 75 Au, 17 Ag, 8 Cu; XV. 75 Au, 15 Ag, 10 Cu; XVI. 75 Au, 12.5 Ag, 12.5 Cu; XVII. 75 Au, 14.6 Cu, 10.4 Ag; XVIII. 67.67 Au, 22.22 Ag, 11.11 Cu; XIX. 72 Au, 20 Ag, 8 Cu; XX. 56.2 Au, 27.1 Cu, 16.7 Ag. (Kr.; L. Sterner-Rainer, Z. Met. August 1921.)

Gold, Mannheimer, s. Mannheimer Gold.

Gold, Mosaisches, s. Mosaisches Gold.

Goldmünzen. Pistolen, ältere deutsche Goldmünzen 89.5 Au, Rest Ag + Cu; Dukaten: österreich. 98.6, ungar. 98.9, holländ. 98.2 Au; engl. Sovereigns 91.6 Au; preuß. Friedrichsd'or 90.2 Au. Nach der Münzkonvention: frühere deutsche Reichsgoldmünzen, österr. 20 und 10 Kronen, franz., belg., ital., schweiz., span., griech., nordamer., chines. Goldmünzen je 90 Au. (Kr.)

Goldnickelsilber. 73—80 Ag, 13.5—15 Au, Mo, W oder Platinmetall, 13.5—15 Ni; weiß; als Zwischenleg. wird manchmal eine mit Ni, Fe oder Al verwendet. (G. Fuchs, D.R.P. 304551.)

Goldnickelwolfram. 75 Au, 10—15 Ni, 10—15 W; von den zu legierenden Metallen wird wenigstens eines in Form einer Zwischenleg. mit Ni verwendet. (G. Fuchs, D.R.P. 304551.)

Goldnickelzink. 75—85 Au, 10—18 Ni, 2—9 Zn. (Nach Davis.)

Gold, Nürnberger, s. Nürnberger Gold.

Goldpalladium. 80 Au, 20 Pd; Schmp. 1370; stahlhart; für zahntechn. Zwecke. (Kr.)

Goldpalladiumplatin. 41.7 Pt, 33.3 Pd, 25 Au; weiß; oxydiert nicht im Munde; für zahntechn. Zwecke. (Kr.)

Goldpalladiumsilber. 45 Au, 45 Ag, 10 Pd. (Am. P.; Z. Met. 1921. **13**. 291.)

Goldplatin, teilweise mit Ag und Pd.

	I.	II.	III.	IV.	V.	VI.	VII.	VIII.	IX.	X.	XI.
Au	87.5—75	33.3	37.5	75	88	22.3	16.7	16.7	16.7	25	25
Pt	12.5—25	66.7	62.5	25	12	66.5	58.3	66.6	75	50	41.7
Ag	—	—	—	—	—	11.1	25	216.7	8.3	25	33.3 Pd.

III. Schmp. ∾ 1500; III., VI.—XI. für zahntechn. Arbeiten; IV. und V. für Elektroden. (Z. Met. 1921. **13.** 291.)

Goldschaummetall. 77.8—84.5 Cu, 15.5—22.2 Zn; z. B. 77.8 Cu, 22.2 Zn; goldgelb bis grünlich; D. ∾ 8.5; Schmp. ∾ 1000; sehr dehnbar; zu unechtem Blattgold. (Kr.)

Goldschlaglot. Au : Ag : Cu = I. 49.5 : 22,3 : 27.2; II. 50 : 16.6 : 33.4; III. 43.75 : 18.75 : 37.5; IV. 38.9 : 16.6 : 44.5; V. 37.5 : 29.2 : 33.3; VI. 37.5 : 33.3 : 29.2; VII. 40.9 : 31.8 : 27.2; VIII. 38.9 : 35 : 26.1.

Goldschmidts Ersatzbronze. 89—87 Zn, 6—7 Cu, 5—6 Al; Messingersatz.

Goldschmidts Weißbronze. 90—92 Zn, 5—6 Cu, 2—3 Al, 1 Mn.

Goldstahl. I. 50—75 Au, 50—25 Fe (als Stahl); blau. — II. 80 Au, 20 Stahl; blaugrau. — III. 80 Fe, 20 Au; silberweiß. — IV. 50 Au, 50 Fe; gelbgrau. — V. 91.75 Au, 8.25 Fe; weiß. (Kr., nach Wagner.)

Goldvanadin. 80 Au, 20 V. (Z. Met. 1921. **13.** 291.)

Goldwismut. 91.75 Au, 8.25 Bi; grün; sehr spröde und unbrauchbar; schon 0,05 % Bi verderben das Gold völlig, weil sich das Bi (spröde), wie beim Cu, an den Korngrenzen abscheidet.

Goldzink. 50 Au, 50 Zn; weich; unveränderlich, aber spröde.

Gongongs (auch Tamtam). Nach dem Namen der Schallinstrumente, die besonders in China aus den Legg. hergestellt werden.

	I.	II.	III.	IV.	V.
Cu . . .	78	71	71.5	74.7	78
Sn . . .	22	24.6	26.4	23.1	—
	—	4 Pb	2.1 Zn	1.2 Pb	22 Zn.

Gelb; D. 8.6—8.9; Schmp. 850—950; in dunkler Rotglut schmiedbar. (Kr.; K.)

Graphalloy. Cu-, Sn- (oder Zn-) Sb-Leg. mit Graphit; in Amerika für selbstschmierende Lager. (Z. Dampfk., 15. 10. 1917; Z. Ver. Ing. 1917. **61.** 914.)

Graphitbearingmetall. 67.8 Pb, 16.8 Sb, 14.4 Sn; weiß; zu Lagern. (K.)

Graphitierte Lagermetalle (s. a. Genelit, Gittermetall, Graphitbearingmetall, Graphalloy usw.). I. 78.5 Pb, 15.3 Sb, 5 Sn, 0.5 Graphit, 0.2 Ag; II. ebenso, aber 78.8 Pb, kein Ag. (D.R.P. 55697.)

Graues Silber s. japanisches Silber.

Grauguß s. Gußeisen.

Gruneybronze (auch Graneybronze). 75.8 Cu, 15 Pb, 9.2 Sn; gelb; zu Lagern; neigt stark zum Seigern. (K.)

Guettiersknopfmetall.

	I	II.	III.
Cu . . .	61.5	61.6	56
Zn . . .	32	28.9	44
Sn . . .	6.5	9.6	—
Bezeichnung:	feine	mittlere	geringe Qualität.

Weiß; zu Knöpfen. (Kr.)

Guillaumesches Metall s. Invarstahl.

Guishibuichi (Guishi-buishi; Viertelsilber; s. a. japanisches Silber). 50—70 Cu, 50—30 Ag; grau; D. 9.4—9.7; Schmp. 930—850; zu Schmuck und Zierat. (Kr.; K.)

Gunmetall (s. a. Geschützbronze). 88 Cu, 11 Sn, 1 Zn; gelbrot; D. ∾ 8.8; Schmp. ∾ 970; zu Kanonenrohren und Lagern. (K.)

Gußeisen (Grauguß, graues Roheisen). 2.9—3.8 C, 0.5—3 Si, 0.3—1 Mn, 0.1 bis 1 P, 0.1 S, Rest Fe; grauweiß; D. ∾ 7.2; Schmp. ∾ 1200; E = 7500 bis 10500, K_z 12—24, K 70—85, A 8—14; leistet gegen konz. H_2SO_4 und HNO_3

gut Widerstand; im Hochofen erblasen und meist im Kupolofen umgeschm.; zu Gußzwecken in ungeheuren Mengen verarbeitet, z. B. für Geschirre und Öfen, Röhren, Maschinenteile usw. (Hütte [1923] III. 484.)

Halumin. Al mit 2.3 Mn, 2 Ni, 1.48 Cu, 0.47 Fe, 0.09 Si; für Kochgeschirre. (Z. Met. 1926. **18**. 58.)
Hamiltonmetall s. Mosaikgold.
Hammoniametall. 64.5 Sn, 32.3 Zn, 3.2 Cu; weiß; Schmp. 352. (K.)
Hard-piston-ring. 78 Cu, 22 Phosphorzinn (5%ig); gelb; für Kraftwagenlager. (K.)
Harlingtowbronze. 55.7 Cu, 42.7 Zn, 1 Sn, 0.6 Fe; gelb; ähnlich dem Aichmetall; D. ∾ 8.2; Schmp. ∾ 900. (K.)
Hartaluminium. 76.9 Al, 11.6 Zn, 11.5 Mg; weiß. (K.; R. 130.) — S. a. Aludur.
Hartblei (s. a. Antimonblei). I. normal, IV. nach Karmarsch, VII. vom Harz, IX. von Pribram.

	I.	II.	III.	IV.	V.	VI.	VII.	VIII.
Pb . .	75	80	90.9	94.1	81	85	90	86.3
Sb . .	25	20	9.1	5.9	19	15	10	13 + 0.7 Cu
D. . .	9.6	9.9	10.7	10.9	10	10.3	10.6	10.4
Schmp. .	330	300	264	300	290	255	270	246

IX. 81.2 Pb, 18.2 Sb, 0.4 Sn, 0.2 As + Ni + Fe; D. ∾ 10; Schmp. ∾ 290; grauweiß. Mit 13 Sb ist die niedrigst schm. (246°) Leg., das Eutektikum, erreicht; > 22 Sb starke Kontraktion beim Erstarren; > 25 Sb sehr spröde. — Sb seigert bei langsamem Erstarren leicht aus und reichert sich an der Oberfläche an. — IV. zu Draht ziehbar. — IV. L_{sch} = 0.54. — V. L_{sch} 0.54, K_z 4.5, σ_f 1.45, E 2700, φ 1.2, ψ 2.4; für Druck: σ_f 1.68, K 11.8, E 2860; K_b 7.3, K_s 3.4, h : d = 1. — VI. K_z 5, σ_f 1.5, E 2670, φ 0.8, ψ 1.5; für Druck σ_f 2.2, K 11.9, E 2730; K_b 8.4, K_s 3.6. — Für billige Formen und Modelle, in der chem. Industrie und zu minderwertigen Lagern, sowie Lettern, Gußwaren, Nippsachen und Gebrauchsgegenständen; III. zu Röhren, Armaturen und Akkumulatorengittern. — Nach Beckmann und Rosset ist eine Schnellanalyse durch Best. der D. sehr bequem und auf 1/2 % genau auszuführen; vgl. Abb. 250 (S. 124). (Kr.; K.)
Hartbleilager (vgl. a. Weißmetall und Lagermetall). 60—80 Pb, 12—20 Sb, bis 20 Sn, wenig Cu sowie As; z. B. 80 Pb, 12 Sb, 7.5 Sn, 0.5 Cu; weißgrau; D. 9.5—10.5; Schmp. 250—300; K_z ∾ 4, σ_f ∾ 1.3, E ∾ 2700, φ ∾ 0.5; für Druck: K ∾ 11, σ_f ∾ 1.6, E ∾ 2970; K_b ∾ 7.6, K_s ∾ 3; für billige Lager. (Hütte; Kr.; K.)
Hartguß. Gußeisen, das durch Metallformen schnell abgekühlt wurde; z. B. 3.5—3.8 C, 0.5—0.9 Si, 0.3—0.5 Mn, 0.2—0.5 P, 0.1—0.2 S, Rest Fe. Sättigungswert des

$$C = 0.75—0.88 = \frac{C\,\%}{4.26 - \frac{Si}{3.6}}$$

(E. Heyn, Hütte, 21. Aufl., S. 653.)
Hartgußleg. 84.4 Cu, 15.2 Sn, 0.4 Zn; gelb; D. 8.8; Schmp. 940; für Maschinenteile, Lager und zu Spiegeln. (K.)
Hartlote. I. 44 Cu, 50 Zn, 1.2 Sn, 3.8 Pb; D. ∾ 8.2; Schmp. ∾ 800.

	II.	III.	IV.	V.	VI.	VII.
Cu . . .	50	60	33.3	54.7	52	50
Zn . . .	50	40	66.7	45.3	48	45.7 + 4.3 Ag
D. . . .	8.1	8.3	7.9	8	8.1	8.2
Schmp. ∾ .	870	900	800	830	870	850
Bezeichnung:	Messinglot streng	strengfl.	leichtfl.	mittel	mittel	silberhaltig

Alle gelb; zäh bis spröde; VII. besonders für Gegenstände, die gehämmert, gewalzt oder gezogen werden sollen; durch Verschm. von 8 Messing und 1 Zn erhält man II.; zum Löten von Messing, Kupfer und Eisen; V. und VI. besonders für Gürtlerwaren aus Messing. (Kr.) S. a. DIN S. 189.

Hartlote, englische. I. 50.37 Cu, 47.15 Zn, 0.76 Pb, 0.18 Fe; II. 50.49 Cu, 46.83 Zn, 0.88 Pb, 0.18 Fe; III. 65.25 Cu, 32.80 Zn, 0.28 Pb, 0.11 Fe; besonders zum Hartlöten von Stahlrohren für Fahr- und Motorräder.

— nach Wagner. 75 Sn, 20 Ag, 3 Cu, 2 Zn; weiß; Schmp. ∾ 400; für Gegenstände, die verzinnt werden sollen. (D.R.P. 275786.)

Hartmetall nach R. Walter (Tübingen, Hartmetallwerke). Co, Cr, W und C mit 1—1.5 Fe als Verunreinigung nach D.R.P. 330707 (?) mit dem Autogenbrenner auf gewöhnlichen Stahl für Schnellschnittzwecke zu Fräsern oder Drehmessern aufgeschm.; soll 50—500 % größere Belastung als Schnelldrehstahl vertragen; sie ist so zu wählen, daß die Schneide auf 500—800° erhitzt wird;

bei t°:	0	300	600	900
H_B:	560	500	450	∾ 350

Hartshones Metall. 88.3 Fe, 8.4 Cu, 1.4 Sn, 1.4 Sb; für Lagerschalen. (Bischoff.)

Hartsilber. I. 94.3 Ag, 3.3 Fe, 1.9 Co, 0.5 Ni; weiß; zu Ketten und Geschmeiden. II. 99.4 Ag, 0.4 Fe, 0.2 Co. (K.)

Hartzink s. Eisenzink.

Heavy. I. 84 Cu, 14.5 Sn, 1.5 Phosphorzinn (5 %ig); II. 82 Cu, 12.5 Sn, 4 Pb, 1.5 Phosphorzinn; III. 84.2 Cu, 13.2 Sn, 2.6 Zn; gelb; zu Lagern. (K.)

Heckmannkupfer. 86 Cu, 12.2 Mn, 0.8 Ni, 0.6 Fe, 0.3 Zn, 0.1 Si; goldgelb. (K.) S. a. Manganbronze.

Heclastahl. Hitzebeständig; für Turbinen, Laufräder, Zahnstangen für Härteöfen u. ä. (Eng. 1926. **141**. 407; C. Hütt. **1926**. 325.)

Helmetmetall. 72.5 Cu, 27.35 Zn, 0.1 Pb, 0.05 Fe oder Sn; gelb. (Kr.)

Herkulessonnenbronze. I. 95 Cu, 5 Al; II. 86—89 Cu, 12.5—7.5 Al, 1 bis 2 Pb, 0.5—1.5 Mn; III. 85.5 Cu, 2.5 Al, 10 Sn, 2 Zn; orangegelb; I. D. 8.4; Schmp. 1050; für Obstmesser. (L.-B. und K.)

Herto-Aluminium. Für Löffel und Eßgeräte. (Markenbezeichnung.)

Heuslersche Legg. 1901 wurde von F. Heusler beobachtet, daß Cu-Mn-Legg. magn. werden, wenn man Al, As, Bi, B, Sb oder Sn einführt (vgl. S. 226). Allgemein: Cu mit 9—10 Al und 9—27 Mn. (D.R.P. 144584; R. 118.)

Cu	68.3	66.6	63.2	61.5	60.6	58.9	57.2	57.0	54.7
Mn	28.1	27.7	28.2	27.4	27.1	26.5	26.5	25.7	26.5
Al	3.6	5.7	8.6	11.1	12.3	14.6	16.3	17.3	18.8
Umwandlungs-temp.	—	—	—	—	—	—	320—330	210	> 300
Sättigungswert von I, $\mathfrak{H}$ [1]) = 150	un-magn.	schwach magn.	226	340	422	430	183	2.5	4

Cu	52.0	74.1	68.9	66.1	79.9	72.5	70.8	63.4	62.5	76.0	55.0
Mn . . .	24.0	16.9	16.1	17.2	13.9	12.4	12.5	11.6	25.0	16.0	30.0
Al	24.0	9.0	15.0	16.7	7.2	15.1	16.7	25.0	12.5	8.0	15.0
Umwandlungs-temp.	110	195	300	260—265	200—210	330	330	510	500	280	345
Sättigungswert von I, $\mathfrak{H}$ [1]) = 150	14.5	242	210	65	85	96	36	—	—	—	—

(Z. angew. Ch. **1904**. 260; Z. anorg. Ch. 1901. **61**. 265).

Hintergießmetall für Galvanos. 94 Pb, 6 Sb; weißgrau; D. ∾ 10.9; Schmp. ∾ 280; zum Hintergießen der Kupfergalvanos für Druckstöcke. (K.)

[1]) I = magnetische Induktion. $\mathfrak{H}$ = Feldstärke.

Hitzebeständige Legg. Siehe Hochhitzebest. Legg. und S. 145.

Hochhitzebeständige Legg., hauptsächlich Ni-Cr-Legg. (z. B. Nichrom, Nialit, Nichrotherm) und Fe-haltige (wie Alferon, Ferrotherm u. a.); besonders beständig gegen oxdd. Ofengase; hohe σ_s und K_z; für Guß oder schmiedbar. — Auch Cu mit 7—11 Al ist gut hitzebeständig bis ∾ 930° und dient für Glühkisten, Einsatzkästen usw. — Gleichzeitig gut säurebeständig und nicht rostend. — Alitierter Flußstahl ist ebenfalls hoch hitzebeständig.

Höpermetall. Hart gezogene Zinnbronze mit P aus dem Metallwerk Oberspree; K_z 140, φ 1; ausgeglüht K_z 63, φ 72; bei 350° K_z 50, φ 0.8; gegen Seewasser sehr unempfindlich; Verw. ähnlich Bronzen.

Hohenzollernbronze. Cu, Al, Ni, Fe, Mn; $K_z = 70—80$; φ 25—12; gut schmiedbar; beständig gegen Säure und Seewasser; für Achsen zu Salzwasserpumpen, Ventilkegel, sehr hoch beanspruchte Schrauben an Schiffsmaschinen usw. S. a. Aluminiumbronzen.

Hombergs Legierung für Zeugdruck. 58.5 Sn, 31.3 Pb, 10.2 Bi; weiß; für Druckwalzen. (D. 1863. **167**. 289; aus Bl. Soc. Enc. **1862**. 649.)

Hoyles Metall. 46 Sn, 42 Pb, 12 Sb; weiß; zu Lagern. (K.)

Hoyt-Lagermetall. 93.11 Sn, 4.24 Sb, 2.70 Cu, 0.11 Fe; bleifreies hochwertiges englisches Lagermetall.

Huerco. Al-Lot von C. Peicher, Duisburg.

Hüttenzink.

	Zn	Pb	Fe	Cd	C
I.	96.27	3.33	0.10	0.3	—
II.	99.05	0.27	Spur	0.23	—
III.	98.67	0.91	0.17	0.16	—
IV.	99.17	0.68	0.14	—	0.03
V.	94.47	2.39	0.14	Spur	—
VI.	98.05	1.56	0.10	0.28	—
VII.	98.18	1.70	0.06	0.06	—

(E. Pfann, Die Unters. von galvanisch- und feuerverzinktem Eisen, Wien 1914.)

Huron-Metall. Verschiedene Al-Legg., meist mit Mg. (D. Metw. I. **1926**. 93.)

Husmannmetall. 73.7 Zn, 11.1 Sb, 10.6 Pb, 4.4 Cu, 0.2 Zn; weiß. (K.)

Hyb-Lum (erste Silbe nach dem Erfinder Hybinette). Al mit 2% Ni und Metallen der Cr-Gruppe; D. 2.73; el. Leitfähigkeit 43—50% der des Cu; sehr korrosionsbeständig; veredelbar, besonders für Tiefziehbleche geeignet. (Am. P. 1579481; Ch. Z. 1928. **52**. 860.)

Illium. 60.6 Ni, 21 Cr, 6.4 Cu, 4.7 Mo, 2.1 W und je 1 Mn, Si, Al, Fe, mit Spuren C, B, Ti; Schmp. ∾ 1600; Platinersatz; wird von 25%ig. HNO_3 kaum angegriffen; für Kalorimeterbomben. (S. W. Parr, J. Am. Ch. Soc. 1915. **37**. 2515; Z. angew. Ch. 1916. **29**. II. 318; Korr. 1926. **2**. 110.)

Indilatanstahl. 36%iger Nickelstahl, ähnlich dem Invarstahl.

Ingot (Ingotmetall). Flußeisen. (K.)

Injektionsamalgam (s. a. Blei-, Wismut-, Zinnamalgam).

	Bi	Sn	Pb	Hg	Schmp.	Erst.-Punkt
I.	53.4	18.7	17.2	10.7	70.5	60
II.	46.1	16.2	28.5	9.2	—	—
III.	54.0	18.5	16.5	11.0	70.5	60

Weiß; zur Injektion von tierischen Geweben. (Kr.; K.; nach C. Opt. Mech. **1889**. 129.)

Instrumentenbronze (s. a Maschinenbronze). Satz 82 Cu, 13 Sn, 5 Zn; Analyse 82.1 Cu, 12.8 Sn, 5.1 Zn; gelb; für phys. Instrumente. (K.)

Invarstahl (kurz Invar; s. a. Eisennickel). 35.7 Ni, 64 Fe, 0.3 C; allgemein: 35—38 Ni, 0.3—0.5 C, Rest Fe; weiß; Schmp. ∾ 1450; unmagn.; naturhart; K_z 70—80, φ 25—35, ψ 40—50; rostet nicht; besonders zu Uhrenteilen, phys. Instrumenten, wie Kompaßgehäusen bei Unterseebooten, zu Ventilen von Explosionsmotoren usw. (Kr.; Mars, Spezialstähle, S. 359.)

Iridiumplatin. I. 95—80 Pt, 5—20 Ir; z. B. 89.4 Pt, 10.4 Ir, 0.2 C; weiß; D. 21.6; Schmp. ∾ 1800; sehr geringe Wärmeausdehnung; sehr wenig von Säuren angegriffen, selbst Königswasser ohne stärkere Einw.; zu Normalmaßstäben und -Gewichten, Geräten für chem. Laboratorien und Abdampfschalen für H_2SO_4-Fabriken, zu Thermoelementen, phys. Instrumenten, früher auch zur Auskleidung der Zündlöcher von Geschützen. II. 90 Ir, 10 Pt; zu Thermoelementdraht. (Kr.)

1874 wurden von Deville 250 kg der Leg. für die franz. Normalmaßstäbe hergestellt; sie enthielten genau: 89.440 Pt, 10.370 Ir, 0.060 Rh, 0,006 Fe, 0.130 Cu.

Ironac. 84 Fe, 13.16 Si, 1.08 C, 0.78 P, 0.77 Mn, 0.05 S; D. 6.71; säurebeständig, besonders gegen H_2SO_4 und HNO_3. (C. C. Carnell, Ir. A. **1916**. 182; St. E. 1917. **37**. 310, 1919. **39**. 233; C. r. 1918. **166**. 815.)

Izett-Flußeisen (-stahl). Sonderflußstahl in vier Festigkeitsstufen (I—IV) für Dampfkessel, Rohre, Nieten (auch kalt geschlagene) und Schrauben, mit sehr geringer Alterungsempfindlichkeit. (Friedr. Krupp A.G.)

Jacksons Metall. Cu : Zn : Sn = I. 60—66.6 : 31—35 : 1.5—5.2; II. 71.1 : 27.7 : 1.2; III. 70.3 : 26.9 : 2.8; IV. 70 : 27 : 3; V. 71.1 : 24.4 : 4.5; VI. 63 : 35.6 : 1.4. Gelb; D. ∾ 8.5; Schmp. ∾ 900; walzbar; H wesentlich von der Zinnmenge abhängig; aus Messing durch Zinnzusatz; für Bleche (Schloßbeschläge) und Preßwaren (Fahrradglocken). (Kr.)

Japanbronze. I. 95.7 Cu, 3.7 Sn, 0.5 Hg, 0.1 Au; II. 85.2 Cu, 4.7 Sn, 10.2 Zn; rotgelb. (K.)

Japanische Kupfergoldleg. 95.7 Cu, 4.2 Au, 0.1 Ag.

Japanisches Glockenmetall (Karakane).

	Cu	Sn	Zn	Fe	Pb
I.	62.5	25.0	9.4	3.1	—
II.	60.5	18.5	6.0	3.0	12.0
III.	60.6	18.2	6.1	3.0	12.1
IV.	69.0	17.3	3.5	—	10.3
V.	71.4	14.3	—	—	14.3

Gelb; in Japan zu Glocken. (Kr.; K.)

Japanisches Messing. 66.7 Cu, 33.3 Zn; gelb; D. ∾ 7.9; Schmp. ∾ 930. (K.)

Japanisches Silber (s. a. Guishibuichi). 50 Ag, 50 Cu; D. ∾ 9.7; Schmp. ∾ 850; meist durch Sieden in einer Lsg. von Alaun, $CuSO_4$ und Grünspan grau gefärbt; besonders in Japan zu Kunst- und Gebrauchsgegenständen. (Kr.; K.)

Judenfolie. 98.6 Sn, 0.9 Pb, 0.4 Cu, 0.1 Fe; weiß; D. ∾ 7.4; Schmp. ∾ 230; K_z ∾ 3.5—4; zum Verpacken von Nahrungs- und Genußmitteln, gleich Zinnfolie. (K.)

Kaisermessing (Aluminiummessing). Ein Sondermessing. I. 60 Cu, 20 Zn, 20 Al; II. 60—68 Cu, 27—32 Zn, 1.5—8 Al; III. 64—70 Cu, 27—33 Zn, 1—4 Al; gelb. (K.; R. 116.)

Kaiserzinn s. Kayserzinn.

Kalit (s. a. Calit). $>$ 10 Al, 20—45 Ni, $<$ 2 Ti; weiß; Schmp. 1524; $H_B = 286$; $K_b = 25$; hochfeuerbeständig; besonders für Glühkästen und Retorten bis zu 1290°; Wärmeleitfähigkeit 25% der des Fe. (Gén. **1922**. 301; St. E. 1922. **42**. 1660.)

Kanonenbronze s. Geschützbronze, Kanonengut

Kanonengut

	I.	II	III	IV	V	VI	VII
Cu	90.1	89.4	90.9	89.3	88.6	90.8	88.9
Sn	9.9	8.9	9.1	10.7	10.7	9.2	10.4
		1.4 Zn 0.2 Pb			0.7 Fe		0.5 Zn 0.1 Pb 0.1 Fe
Bezeichnung	neu	alt	neu	alt	von 1813	neu	
	französisch		preußisch		russisch		schweizerisch

	VIII	IX	X.	XI	XII.	XIII	XIV.
Cu	77.2	93.2	71.2	93	93.2	95.2	90.9
Sn	4.4	5.4	27.4	5.5	5.1	4.8	8.9
Fe	1.2	1.4	1.4	1.5	1.7	—	0.2
	13.2 Pb 5.0 Zn						
Bezeichnung	von Cochinchina			neu		von 1464	von 1907
			chinesisch			türkisch	

D ∾ 8.8—8.9; Schmp ∾ 1000; K_z ∾ 25—40; für Kanonenrohre (Kr; K.)

Karakane s. japanisches Glockenmetall

Kassiterin. 89.5 Sn, 5.6 Sb, 4.2 Cu; weiß; für Küchengeräte. (Fermum.)

Kayserzinn. 92.98 Sn, 5.44 Sb, 1.58 Cu; für Hausgeräte

Keenes Metall. 75 Cu, 16 Ni, 2.8 Sn, 2.2 Zn, 2 Co, 1.5 Fe; Silberersatz.

Keils Bronze. 91 Cu, 6 Zn, 2 Sn, 1 Pb; für Schmucksachen (Rss.)

Keirs (James) Patentleg. 54 Cu, 40.5 Zn, 5.5 Fe; gelb; zu Schiffsbeschlagen (Engl. P. 1240, 10. 12. 1779; Pract Mech J, Mai **1863**. 52.)

Ketosstahl 0.5 Cr, 0.5 Ni, 0.88 C, Rest Fe; für Lehren. (Forg. Heat Treat. 1922; St. E. 1923. **43**. 134.)

Kienmayersches Amalgam. 50 Hg, 25 Sn, 25 Zn; weißgrau; leicht zu pulvern, durch Zusatz von Talg wird grobe Kristallbildung verhindert; im gut schließenden Glas aufzubewahren; durch Verreiben von feinen Zn- und Sn-Spänen mit heißem Hg, Zusatz von etwas Talg; für Kissen von Reibungselektrisiermaschinen (Kr; D. 1863. **167**. 76; nach P. **117**. 527.)

Klischiermetall

	I.	II.	III.	IV	V.
Pb	46.1	22.2	32.5	50	5
Sn	33.2	22.2	48	36	80
Verschiedene	20.7 Cd	55.6 Cd	10.5 Sb, 9 Bi	14 Cd	15 Bi

Weiß; Schmp. II 105; zur Herst. von Klischees, V. auch für Zeugdruckwalzen. (Kr; K.)

Knieß' Lagermetall 42 Pb, 40 Zn, 15 Sn, 3 Cu; weiß. (L.-B.; D. 1860. **158**; nach Württ. Gewbl. **1860**. 42.)

Knopfmetall (s. a. Guettiers Knopfmetall und Platine).

	I	II.	III	IV.	V.	VI
Cu	99.2	84.2	20	43	46.5	55
Zn	0.8	15.8	80	57	53	45
Farbe	rot	gelbrot	weiß	weiß	gelbweiß	gelblich
D	∾ 8.8	8.5	7.6	8	8.1	8.2
Schmp	∾ 1080	1010	700	840	860	880
Bezeichnung	Lüdenscheider		—	Birmingham	Forbes	Parsons

(Kr; K; D. 1862, **166**. 427, nach Tissier aus Technologiste **1862**. 348 und Pol. C. **1862**. 1337.)

Knopftombak 97 Cu, 2 Zn, 1 As; rotgelb; D ∾ 8 8; Schmp ∾ 1050 hammerbar

Kobalteisen 80—40 Fe, 20—60 Co, mit 0 5—20 W, 0,2—15 Mo, 0.3—10 Cr oder V und 2—6 Si; für gute Magnete.

Kobaltin (-e oder auch -a), 50 Cu, 20 Co, 15 Zn, 5 Sn.

Kobaltkupfer. I 90—95.3 Cu, 4 7—10 Co, für Preßglasformen (D.R.P. 34137); II 60—75 Cu, 40—25 Co (R.); III. 50 5 Cu, 48.2 Co, 1 Ni, 0.3 Fe

Kobaltmagnetstahl (s. a. Magnetstahl, erfunden von P. R. Kuehnrich) 15 Co statt (wie üblich) 5.5 W; dadurch steigt die Koerzitivkraft von 60 auf 250. (Nach Darwin & Milner in Sheffield; Ir. A **1922** 725)

Kobaltmessing Der Magnetismus wächst mit dem Co-Gehalt. (L. Guillet, Ch Met. Eng. 1921 **24**. 439)

Kobaltpalladiumsilber. 70 Ag, 25 Pd, 5 Co; Pt-Ersatz für Elektrotechnik. (Z. Met. **1921** 291.)

Kobaltschnellstahl. I. Iridiumstahl von Becker in Willich II 52.15 Fe, 30 Co, 12 W, 3 5 Cr, 2 V u. 0.35 C, der Carpenter Steel Comp., Reading, V St A III. 3—7 Co, 12—20 W, 2—6 Cr, 0.5—2 V, 0.1—2 U, Rest Fe, der Midvale Steel Comp (Z. Dampfk 30 11. 1917; Z Ver Ing. 1917. **61**. 996.)

Kobaltsilicium I. Mit $>$ 23 Si; säurebeständig. (D R.P 387398.) — II. Co mit mehr als 32 Si; ein Teil des Co kann durch W, V oder Cr ersetzt sein; sehr säurebeständig (D.R P. 407017.)

Kobaltzirkon. 70—98 Co, 30 — 2 Zr; stahlharte Gußleg von hoher Widerstandskraft gegen Säuren, Alkalien und Oxd. (D.R P. 344172.)

Koerzit. 18 Co, Rest Fe + Cr + W; Magnetstahl; Koerzitivkraft K 145; Remanenz R 10650; $K \times R \times 10^{-8} = 1544$

Kolbenleg. 13 2 Cu, 0.53 Fe, 0.18 Zn, 0.36 Unl., Rest Al. $H_B = 82$ S a. Leichtmetallkolbenlegg auf S 206.

Kolbenringmetall (Perking Brass)

		Cu	Sn		
I	hart .	76 2	23.8		
II.	weicher	80	19.8	0.2 Pb	
III	weich	6 5	81	12 5 Sb	
IV	weich	3.3	66	7.5 „	0.3 Fe
V	mittel	84	3.3	8 5 Pb	4.5 Sb (Satz)
VI	„	84.1	3 3	8.3 „	4 3 „ (Analyse).

I, II, V., VI gelb; III. und IV. weiß; D I. 8.8; Schmp. I 820 (K , IV. nach D 1862. **164**. 72)

Koltschugaluminiumleg Al mit Ni, Cu, Mn und Mg, veredelbar, K_z vergütet 44 4, φ 22; K_z kalt bearbeitet 60 (W Butalow, Rev Mét 1925. 22 426, Z Met. 1925 **17** 403)

Komposition. Allgemeine Bezeichnung für Lagerweichmetalle

Kompositionsfeilen s. Genfer und Vogels Kompositionsfeilen sowie Maschinenbronze für Feilen.

Kompositionsrakeln 85 Cu, 10 Zn, 5 Sn; gelb; von großer Federkraft, nur bei schnellem Abkühlen gut hammerbar, sonst grau und sprode; widersteht gut atzenden Farben (D 1862. **163** 463; J prakt Ch **85**. 98)

Kompounddraht s unter C

Konstantan I 60 Cu, 40 Ni; II 50 Cu, 50 Ni; weißgrau; Schmp ∾ 1280; spez el Widerstand $0\,49 \times 10^{-4}$; Temp -Koeffizient — 0 03 bis + 0 05 $< 10^{-3}$; Thermokraft gegen Cu 40 Mikrovolt für 1°. (K Baedecker, El. Erscheinungen in metall. Leitern, Braunschweig **1911**. 46) Zu el Widerstanden und Thermoelementen mit Cu. (Kr)

Konstruktal. Nr 2 ähnlich Duralumin, Al mit Mg, Si und Mn; Nr. 8 mit Mg und Zn, K_z bis 60, φ 7. (Th. Goldschmidt, Metalltechn. 1926. 5(

Korkmetall. 99.5 Mg, 0.5 Zn; weiß; D. 1.762 (Willot, Ch. N. 1909. 100. 1(

Kosmosleg. 65 Cu, 35 Zn, Spuren Fe und Sn; ist reines Messing für die Zal technik. (Met B. 1923. 13. 748.)

Kriegsbronze (s. a. Aluminiumlegierungen). 91.6 Zn, 4.6 Cu, 2.5 Al, 0.9 0.4 Fe; weiß; D. ∾ 7; Schmp. ∾ 400; für Achslager. — 1916: 75.4 10.7 Sn, 7.9 Cu, 6 Pb; für Achslager. — Rot-Siegel: 94 Zn, 4 Cu, 2 Al. Grün-Siegel: 92 Zn, 6 Cu, 2 Al. — Gelb-Siegel: 89—90 Zn, 8—9 Cu, 2 Al. 1917: 95 Zn, 4 Cu, 1 Al. Alle als Messingersatz. S. a. Erhardts Kriegsbro — Andere. I. 91—93 Zn, 4—5 Cu, 2 Al, 1—2 Pb (R. 120); II. Zn 7—8 Cu, 3 Al, 1—2 Pb; III. 92 Zn, 5 Al, 3 Cu (R. 121); IV. 90 Zn, 5 5 Cu (Am. P. 901014), für Guß; V. 87.5 Zn, 6.25 Al, 6.25 Cu (L.-] S. a. die Zn-Legg.

Kriegsmetall (1915, Elefantenmarke). 91 Zn, 4 Cu, 3 Sn, 2 Pb; mind wertiger Messingersatz; sonst für Lager und weniger beanspruchte Zal kränze.

Kruppin. 30 Ni, Rest Fe; el. Widerstandsmaterial mit spez. el. Widerst 0.85 Ohm bei 18°.

K-S-Seewasserleg. Al mit bis 3 Mg, 3 Mn und 0.5 Sb; für Guß besond 2.5 Mg, 0.5 Sb; für Knetbearbeitung (z. B. Blech und Draht) 0.5 Mg, 2.5 K_z Sandguß 13, Kokillenguß 19, hart gewalzt 32; φ entsprechend 1.3, 3, 1; Kokillenguß: σ_u (0.03% Grenze) ∾ 9; E 6670; K_d 65; A 0.42; H_B 73; D. (R. Sterner-Rainer in Fa. Karl Schmiedt, Neckarsulm, Metalltechn. 1926 5(

K-S-Stahl (s. a. Magnet- und Kobaltmagnetstahl). 35 Co; für permanente M gnete mit höchster Leistung; Koerzitivkraft (K) 203; Remanenz (R) 91 K × R · 10^{-3} = 1853.

Künzels Bronze s. Phosphorbronze nach Künzel.

Küppers Patentweichlote. I. 88.9 Pb, 7.5 Sb, 3.6 Sn; II. 83.3 9.8 Sb, 6.9 Sn; III. 78.0 Pb, 7.0 Sb, 15.0 Sn.

Kugelmessing. 90 Cu, 10 Zn; goldrot; D. 8.7; Schmp. 1040. (K.)

Kulmitzleg. Cu-Mn; für el. Widerstände; K_z 45—50; E 12000 + 2(el. Leitfähigkeit 7.36 ± 0.08; Temp.-Koeffizient 0.000008. (E. Lax, Z. M 1921. 13. 75.)

Kunstbronze s. Statuenbronze.

Kupalblech. Mit Al plattiertes Cu-Blech. (Verein. Silberhammerwe Hetzel & Co., Nürnberg, Al. 1927. Nr. 21. 7.)

Kupferamalgam. 20—90 Cu, 80—10 Hg; z. B. I. 30 Cu, 70 Hg; II 36 64 Hg; III. 86.4 Cu, 13.6 Hg (Wiener Metallkitt); krist. sehr fest, läßt s prägen und walzen; wird in sd. Wasser weich und knetbar, erhärtet aber na 10 st vollkommen und läßt sich gut polieren; je größer der Cu-Gehalt, de härter; an trockener Luft gut haltbar, durch H_2S schnell schwarz, von W. u verd. Säuren nicht angegriffen; durch Red. fein verteiltes Cu-Pulver wird HgNO₃-Lsg verrieben, heißes W. zugesetzt und mit dem Pistill weiter gerieb zum Abformen und Kitten (bei 80—90°) von Gegenständen, die nicht gelö werden können, früher zu Zahnplomben, die giftig sind und leicht schw werden. (Ki.)

Kupferbronze. 98.8 Cu, 1.0 Sn, 0.2 Pb, Spur Fe; rot; D. 8.8; Schmp. ∾ 1080 (I

Kupfereisenmangannickel I. 70—45 Cu, 20—50 Fe, 5—10 Mn, 10—2.5 weiß; II 82.1 Cu, 15 Mn, 2.3 Ni und 0.6 Fe; für el. Widerstände (K Ghersi 1911)

Kupfereisenmangannickelvanadin. 67.8 Ni, 28 Cu, 2.5 Mn, 1.5 F, 0.2 ähnlich dem Monel-Metall. (Z. Met. 1921. 13. 290.)

Kupfermagnesium. 90—10 Cu, 10—90 Mg; z. B I 90 Cu, 10 Mg, gelb; II. 80 Cu, 20 Mg, hellgelb, bis 70 Cu weiß, dann gelb bis rötlich; III. 10 Cu, 90 Mg, weiß; Schmp I. 730, II 790, III. 600; niedrigstes Eutektikum bei 30 Cu, Schmp. 485; mit 10—70 Cu spröde; zerfällt nach einiger Zeit an feuchter Luft schnell; Legiermetall (Kr.; K.; L-B.; nach Boudouard)

Kupfermangan (Cupromangan, Mangankupfer) Haufig noch mit Al, Zn, Sn, Fe, Pb, Si, Ni

	I	II.	III	IV.	V	VI	VII.	VIII.
Cu	75	60	65	60	29.2	89.8	85.9	56.4
Mn	25	25	20	20	51 6	8.7	10.6	40.9
	—	15 Zn	5 Zn	10 Sn	6 3 Al	1.5 Fe	2 7 Fe	1.5 Fe
			10 Ni	10 Ni	9.7 Fe		0.4 Pb	1.1 Si
					3.2 C		0 4 Sn	0.1 Ni

IX. 47 8 Cu, 13 1 Mn, 39 1 Ni; X. 85 Cu, 12 Mn, 3 Fe; XI 83 Cu, 12 Mn, 5 Ni; XII. 83 Cu, 13 Mn, 4 Ni; XIII. 84 Cu, 12 Mn, 4 Ni; XIV. 72 2 Cu, 24.8 Mn, 3 Ni; Schmp. I. 880; gelb bis grauweiß; im el. Ofen oder durch Verschm von Cu mit Manganoxyden und C im Tiegel; Legiermetall für Manganbronzen, VII unmittelbar für Kolbenstangen IX.—XIV für el Widerstände (Kr; K; L-B)

Kupfermangannickelzink 65 Cu, 20 Mn, 10 Ni, 5 Zn; von hoher Zerreißfestigkeit, auch als Zusatzleg. (Kr.)

Kupfermangannickelzinn. 60 Cu, 20 Mn, 10 Ni, 10 Sn (Kr)

Kupfermangansilberlot. I 64 Cu, 25 Mn, 9 Ag; II. 58 Cu, 25 Mn, 17 Ag (Japing)

Kupfernickel (s a. Konstantan, Nickelin, Monel- und Blankometall) 12—75 Ni, 88—25 Cu; z B

I 75 Cu, 25 Ni; weiß; Schmp ∾ 1220; deutsche (früh) u belg } Scheide-
II 88 „ 12 „; gelblich; „ 1160; amerikanische } münzen;

gut walz- und pragbar; an der Luft gut bestandig; durch V. d M. oder in Amerika im Hochofen aus den Erzen; besonders zu Scheidemünzen (Kr; K) III. 79 Cu, 15 Ni, 4 Fe, 2 Mn; IV 64 Cu, 35 Ni; V. 60 Cu, 40 Ni; für Forderbänder, Kondensatorrohre, Münzen, Dampfturbinenschaufeln (P D Merica, Ch. Met Eng 1921. **24**. 559; O. Lasche, Z Ver Ing. 1918. **62** 605.) (IV u V. nach F Orme, Eng 1923 **115**. 524.)

Kupfernickelplatin s Legg für Uhrenbestandteile

Kupfernickelplatinzink; auch mit Silber I 37.8—39 Cu, 31 67—32 5 Ni, 25 24—26 Zn, 5 26—2 7 Pt II. 68—90 Ni, 9.3—12 7 Zn, 4—31 Cu, 1.5—6 Pt. III. 36 Cu, 30 Ni, 24 Zn, 5 Pt, 5 Ag; I. u III. für Schmuck; II Zusatzleg zum Weißfärben von Au (Richter & Co., D R P 267 299.) — IV 56.4 Cu, 18 1 Pt, 9.1 Ni, 9 1 Ag, 7 2 Zn; goldähnlich. — V. 45 4 Cu, 18 2 Pt, 9 1 Ag, 9.1 Ni, 18 2 Messing. — VI 5 Pt, 5 Ag, 30 Ni, 60 Messing

Kupfernickelstahl I 68 8 Fe, 22 Ni, 9 Cu, 0.2 C, Spuren Mn, Si, P und S; weiß; K_z 71; φ 42 5 — II 45 Ni, 35 8 Fe, 19 Cu, 0 2 C; K_z 64.8; φ 35. (G H Camer, Am Soc Test Mat, Z Ver Ing 1910 **54**. 1957.) (K.)

Kupfernickelsilberzink (s a. Silberleg nach Mousset)

I.	15 Ag	50 Cu	25 Ni	10 Zn
II	10 „	55 „	25 „	10 „
III.	5 „	60 „	25 „	10 „

Gelblich; ziemlich hart; wird beim Gebrauch unschon; früher in der Schweiz zu Scheidemünzen. (Kr.)

Kupfernickeltitan 88.2 Cu, 9 8 Ni, 2 Ti (Bensel.)

Kupfernickelwolfram I 78 Ni, 20 Cu, 2 W; II 75 Ni, 15 Cu, 10 W; III. 50 Ni, 45 Cu, 5 W; säurebeständig, mit hohem el. Widerstand

Kupfernickelzink (s a. Neusilber) Wie Neusilber. (L.-B)

	Cu	Ni	Zn	L_{sch}
I	62 Cu,	16 Ni,	22 Zn;	L_{sch} 2 02
II.	57 „	20 „	23 „	„ 2 05
III	52 „	26 „	22 „	„ 2.03
IV	46 „	36 „	18 „	„ 1.93

Kupferpalladiumsilber Auch mit Au, Ni, Pt oder Rh

	Pd	Cu	Ag	Au / Ni	Pt
I.	72 Pd	18.5 Cu	6 5 Ag	1 5 Au	0 5 Pt
II	72 „	18.5 „	7 „	2 Ni	0.5 „
III	70 „	25 „	4 „	1 „	—

Weiß; unmagn , hart und zäh wie Stahl; luftbeständig; zu Bestandteilen feiner Uhren (L.-B nach Paillard, D.R P. 38445.)

Kupferpanzerstahl s Monnotmetall.

Kupferphosphor s Phosphorkupfer

Kupferphosphorsilber. 95 Cu, bis 5 Ag, etwas P; rot; Schmp ∾ 1050; zum Schweißen von Cu; Ag macht weniger brüchig als Sn oder Zn (C Canzler und R Samesreuter, Düren, D R P 284840)

I. 81 2 Cu, 18 8 Pt } goldähnlich; Schmp ∾ 1150 (Coopersches Gold);
II. 75 „ 25 „ } goldähnlich; „ „ 1170; gut dehnbar;

Fe in den Legiermetallen gibt einen spröden König; für Schmuckgegenstände, zu Metallspiegeln und optischen Geräten. (Kr)

Kupferplatinsilber I 50 Pt, 37 5 Ag, 12.5 Cu; II 54 Pt, 32 Ag, 14 Cu; III 65 5 Cu, 32 Pt, 2.5 Ag. I. weißgrau, III goldähnlich; unverändert an der Luft und gegen Tinte; zu sehr widerstandsfähigen Schreibfedern, die manchmal noch Os-Ir-Spitzen erhalten (Kr)

Kupferplatinzink I 57 7 Pt, 38 5 Cu, 3 8 Zn; II 66 6 Pt, 29.2 Cu, 4 2 Zn; III 29 2 Pt, 66 6 Cu, 4 2 Zn; goldgelb; luftbeständig; zu Schmuckgegenständen, optischen Spiegeln, Geräten und Fassungen (L -B.; nach Bischof, 298, und Hiorns, 403)

Kupfersilber (s a Niellosilber). 78 Cu, 22 Ag oder 81 Cu, 19 Ag als Emaillierlot — Für Münzen: alte deutsche Reichsmark, österr Gulden, griech. 5, 1, 1/2, 1/4 Drachmen, span Pesetas, alte russ. 1, 1/2, 1/4 Rubel, nordamer 50, 25, 10, 5 Cents aus 90 Ag, 10 Cu; franz Franken, schweizer 2, 1, 1/2 Franken, ital 5, 2, 1, 1/2, 1/4 Lire aus 83 5 Ag, 16 5 Cu; engl. Schilling aus 92 5 Ag, 7.5 Cu, holländ. 2 1/2, 1, 1/2 Gulden aus 94 5 Ag, 5.5 Cu; schwed, norweg, dänische 2, 1 Kronen aus 80 Ag, 20 Cu; türk 20, 10, 5, 2, 1, 1/2 Piaster aus 83 Ag, 17 Cu; portugies. Milreis und brit-indische 1, 1/2, 1/4, 1/8 Rupien aus 91.7 Ag, 8 3 Cu; dän. 1/3 Spezies aus 67 9 Ag, 32 1 Cu; neue deutsche Reichsmark, 1/6 Spezies und russ 1/5, 1/10, 1/20 Rubel aus 50 Ag, 50 Cu; dän 1/2 Spezies aus 37 5 Ag, 62.5 Cu

Für Silberwaren:

	I.	II	III	IV	V
Ag	78	81 2	92.5	80	95
Cu	22	18 3	7.5	20	5
D	10 17	10 3	10 4	10 2	10 5
Schmp	800	820	900	810	930
Gebräuchlich in	Preußen, Sachsen, Braunschweig	Bayern, Österreich	England	Frankreich, Italien Belgien	

Weiß; zu Tisch- und Luxusgegenständen (Kr.)

upfersilberzink. I 50 Cu, 28 3 Ag, 21.7 Zn; weiß; als Lot. II 83.5 Ag, 9.3 Cu, 7 2 Zn; weiß; gut dehnbar; zu Münzen. (K.; Kr)

upfersilicium (Cuprosilicium). 90—40 Cu, 10—60 Si; z. B 54 3 Si, 38 9 Cu, 6 7 Fe, 0 1 C, Spuren von Al, S, P; weiß; als Legiermetall gutes Desoxydationsmittel (Kr ; K)

upferstahl (s a Eisenkupfer) 96 Fe, 4 Cu; weiß; Schmp ∾ 1520; leicht rotbrüchig; für widerstandsfähigen Guß, Panzerplatten, Geschosse und Kalanderwalzen empfohlen, doch wenig verwendet. (Kr.) Fälschlich wird die Siliciumbronze manchmal Kupferstahl genannt. — Neuerdings weicher Flußstahl mit rd 0.2 Cu; dreimal so rostbeständig wie ohne Cu

upferstahldraht s. Bimetalldraht

upferwismut 99—98 Cu, 1—2 Bi; angeblich für englische Feuerbüchsen; Bi verdirbt das Cu, weil es an den Korngrenzen sich abscheidet und so das Schmieden und jede Warmbearbeitung verhindert.

upferzink (s a Messing, Rotguß, Zinklagermetall).

	I	II.	III.	IV.	V.	VI.	VII.	VIII	IX
Cu	95	90	84	80	70	67	64	50	10
Zn	5	10	16	20	30	33	36	50	90
Farbe .	rotgelb	orange	gelbrot	gelb	gelb	hellgelb	rotgelb	gelbgrau	weiß
D .	8 8	8.7	8.6	8.4	8.2	8 1	8 05	7 9	7.4
Schmp ∾	1060	1040	1010	995	945	930	920	870	580
L_{sch}	—	—	2 17	—	—	1 62—1.97	1 97	—	—

An trockener, H_2S-freier Luft gut haltbar, an feuchter unschöne Patina; zu den verschiedensten Zwecken; I, II und III. zu Tombakguß, Blech und Draht, IV.—VII zu Messingblech und Drahtwaren sowie feinem, VIII. zu minderem Guß; gehören zu den verbreitetsten Legierungen (Teilweise nach L.-B)

– weiter legiert, z B. Rübelbronze (s a diese) mit 48 Cu, 37 Zn, 10 Ni, 3 Mn, 2 Fe, 2 Al. (Allgem D Metallw., Berlin-Oberschoneweide, D.R P 406 770)

upferzinkzinn (s a Lagermetalle aus Rotguß; Maschinen- und Statuenbronze)

	Cu	Zn	Sn	Pb	Farbe	L_{sch}
I	81	1.5	17 5	—	gelb	1.50
II.	89	1.5	9.5	—	orangerot	1.47
III.	82	12	6	—	gelb	1.30
IV.	4 3	81.2	14 5	1.7	weiß	1.02
V.	2	52	46	1	„	0 73
VI	87	8	3	2	orange	1.76
VII.	86 8	2	9.8	1 4	orangegelb	1 47

Lagermetall im Maschinenbau; zu Kunstguß (L -B)

upferzinn (s a. Bronze, Glockenmetall, Kanonenmetall usw).

	I	II.	III	IV	V	VI	VII	VIII.
Cu	95	90	88 7	81	75	61	50	10
Sn	5	10	11 3	19	25	39	50	90
Farbe	rötlich	orange	gelb	gelb	graugelb	grau	grau	weiß
D	8 8	8.8	8 8	8.8	8.8	9 (Max)	8.5	7 5
Schmp ∾	1050	990	980	890	800	730	640	420
L_{sch} .	1 7	0 8—1.4	0.75	1 5	1.54	—	—	—

Reine Cu-Sn-Bronzen früher, auch in der Bronzezeit, viel verwendet

upferzinnamalgam. 92 3 Sn, 6.3 Hg, 1 4 Cu; weiß (K.)

Lagerbronze für Walzwerkslager. I. normal: 87—89 Cu, 10—11 S[n], 0.30 Zn; II. Sonderbronze: 87.05 Cu, 10.24 Sn, 2.49 Ni, 0.28 Fe; III. Blei-bronze: 87.45 Cu, 11.19 Sn, 2.59 Pb, 0.46 Sn, 0.30 Fe. Durch Erhöhung d[es] Pb- und Verminderung des Cu-Gehalts werden die Gleiteigenschaften [illegible] verbessert (E. Deckert, Rev. Fond. mod.; Metallwirtschaft 1927. 201.)

Lagermetalle Nach Dunlevic und Jones. 52 Zn, 46 Sn, 1.6 Cu, 0.4 S[b]; weiß. (Kr.)

— nach **Griffiths.** Sn-Pb-Cu-Basis. (Trans. Inst. Marine Eng. 38. 180; Hütt. 1927. 346.)

— nach C. **Haßler.** (D.R.P. 297291, 300917.) I. 17.25—56 Pb, 21.5—24.8 S[n], 15.2—57 Zn, 4—4.8 Cu. II. 12.2—60.8 Pb, 21.9—25.6 Sn, 21.4—60.8 Z[n], 4—4.8 Cu; weißgrau; III. 25—65 Zn, 17.4—26.4 Sn, 11—48 Pb, 2.3—3.1 S[b], 2.6—6.6 Cu; weiß; zur Herst. eine Reihe von Vorlegg. nötig.

— nach **E. Johnson.** 87 Cu, 7.9 Sn, 5.1 Zn; rot.

— L. C.: 84—86 Zn, 12 Sn, 2—4 Cu.

— nach **Parson.** 68 Sn, 28 Zn, 2 Pb, 2 Cu; weiß.

— aus **Rotguß.** Nach den Materialvorschriften der deutschen Kriegsmari[ne] von 1908 wurden folgende Ansprüche gestellt:

Bezeichnung	B	C	D	E	F	G	H	J	K	L
Cu	83	85	80	80	87	88	88	90	91	91
Sn	12	11	8	10	8.7	11	8	7	7	5
Zn	5	4	6	4	4.3	1	4	3	2	1
K_z	18	18	20	20	18	20	20	20	20	20
φ	8	4	15	10	15	10	15	15	20	20
Biege ∢°	10	20	45	30	45	20	45	45	45	45
Für	klein. Lager direkt	größere Lager	dicke Stücke	Schalen, die mit Weißmetall ausgegossen werden		große Lager	Wellenböcke	Bodenventile	Teile, die hart gelötet werden	

	Cu	Sn	Zn	Pb		
I.	74	10	9	7		für Lokomotiven:
II.	73.5	9.5	9.5	7.5		
III.	84	15	1	—		der preuß. Bahnen,
IV.	80	16	—	2	2 Sb	„ belg. Bahnen,
V.	82	10	8	—		„ franz. Nordbahnen;
VI.	77	10.2	5.1	7.7		„ russ. Staatsbahnen,
VII	82	18	—	—		
VIII.	84	16	—	—		für Bahnwagen,
IX.	75	20	5	—		
X.	86	12	2	—		
XI	77	8	—	15		der rheinl. Bahn,
XII	88	10	2	—		„ Pennsylvania R. Co.
XIII.	90	10	—	—		„ E. B. D. Breslau;
XIV	82	16	2	—		für Lenkstangenlager,
XV	88	8	—	3	1 P-Zinn (5%)	„ Kraftwagen,
XVI	78	8	1	12	1 „ „	„ mittlerer Belastung,
XVII.	80	10	—	8	2 „ „	„ starke „
XVIII.	83	12	5	—		„ kleine Lager;
XIX	85	11	4	—		„ große „
XX	83.7	14.2	2.1	—		„ verschiedene Lager;

	Cu	Sn	Zn	Pb	
XXI	85.5	12.8	1.7	—	für verschiedene Lager;
XXII	83 7	8.8	7.5	—	" " "
XXIII.	74 5	9.5	8.9	7.1	" " "
XXIV.	84	8	—	8	" " "

Lagermetalle nach E Schmidt 86 Cu, 16 Sn; rot

— nach Siemens & Halske 45—50 Cd, 45—50 Zn, 10 Sb; weiß (Kr; D R P 176886.)

— siliciumhaltige, nach C Haßler (D R.P 297290, 310507, 312335). Weißgrau

	Pb	Sn	Sb	Cu	Si
I.	65—85	4 9—14 9	6 2—22.4	0.96—4.4	0.03—0 09
II	52 2—82.3	2.4—30 4	4 4—18	0 7—4 8	0.04—0.43
III.	78—92	4.2—14	1 8—4 1	0 5—4.5	0.02—0.16
IV	48—91	4 2—37	2 7—21	0 15—2.6	0.008—0 3

— nach v. Stelba 72.4 Cu, 4 7 Sn, 29.9 Zn, 1.5 Pb, 0 5 Fe; gelb. Oder: 86.3 Cu, 6 Sn, 5 Zn, 2 7 Mn; rotgelb

— nach Stephenson. 79 5 (79) Cu, 7.5 (8) Sn, 5 Zn, 8 Pb; gelb. (Größtenteils nach Kr; K.; L-B.) (Vgl. a Dudley, J Franklin I. 1893; D. **290.** 84; L-B, 129; E Heyn und O. Bauer, Mitt Matprfg. 1914.)

— verschiedene (s. a Weißgußlagermetalle; vgl. Prakt Masch 1921. **54.** 437) 50 Cu, 25 Sb, 12.5 Pb, 12 5 Ni, besonders für schnellaufende Dynamowellen. (Die Werkzeugmaschine, 11 7. 1918; Z Ver Ing. 1918. **62** 519)

Laiton s Messing

Laschenmetall. 78.1—81 4 Cu, 7 5—10 Sn, 6 5 Zn, 4 6—4.8 Al. (R 117.)

Lautal Leichtleg mit Al (mehr als 93), Cu, Si (Zus nur in engen Grenzen schwankend); weiß; D. 2 7—2.8; nach mech Bearbeitung durch Wärmebehandlung vergütbar, K_z 38—43, φ 23 — 18; durch nachfolgende Kaltbearbeitung kann K_z auf 60 bei φ ∾ 4 gebracht werden; E 6000—7000; el. Leitfähigkeit 22—25; soll gegenüber anderen Al-Leichtlegg sehr widerstandsfähig gegen Korrosion, auch gegen Seewasser sein; gut durch schneidende Werkzeuge, Schmieden, Pressen, Ziehen usw bearbeitbar. (V Fuss, Vortrag bei der Leichtmetalltagung der D Ges. für Metallkunde in München, 22 11 1924)

— für 4 Cu 2 Si, Rest Al (Werbeblatt Lautal); D. 2 75; Schmp ∾ 650;

	K_z	φ	H_B
Sandguß, unveredelt	12—20	bis 4	55—60
" veredelt	16—25	4	65—70
Kokillenguß, unveredelt	17—25	10	66—80
" veredelt	20—30	10	90—110
Blech, Draht, Schmiedestücke, veredelt	38—42	18—23	90—120

Leddelmetall für Automobilbau 90 Zn, 5 Cu, 5 Al

Legierung A, Y usw siehe A-Leg., Y-Leg usw.

— 31 Amerikanische Gußleg. mit 82 Al, 3 Cu, 15 Zn. (Z Met 1921 **13**; T. Z. 154)

— 195 Al-Guß mit 4—5 Cu und bis 2.5 Fe, Si, Mg und Zn. (Am Soc Test. Mat, Abt B. 2; Z. Met 1927 **19** 125)

— 17-S-Leg. 3 5—5.5 Cu, 0 5—0.75 Mg, 0 5—0 8 Mn, 0.67 Fe, 0,33 Si, Rest Al. Duraluminähnliche Leichtleg (P. G. Zimmermann, Met I, New York 1923. **21.** 471)

Legierung. 17-S-Leg. extra. Lagerweißmetall. 78 Sn, 12 Sb, 6 Pb, 4 Cu; weiß; Schmp. 241; für Dampfturbinenlager bis 100° bewährt; Vorleg. aus 4 Cu, 12 Sb und 39 Sn; in dieser Reihenfolge zusammengeschm., in eisernen Kokillen zu 13 mm dicken Platten vergossen, dann erst mit 39 Sn legiert und vergossen. (D. W. Kaiser, Röhren-Ind. **1914**. 163.)

— nach E. Allbaugh und J. Coup (D.R.P. 273978). 69 13 Cu, 14 81 Ni, 8 64 Zn, 3.7 Al, ∾ 3 Sn, 0.58 Pb, ∾ 0.3 P, 0 06 Fe; weiß; K, soll ∾ 150, Torsionsfestigkeit ∾ 220 kg/mm² sein. Neusilberart von großer Festigkeit und Dauerhaftigkeit.

— nach d'Arcet. I. 50 Bi, 31.3 Pb, 18.7 Sn; weiß; Schmp. < 115. II. 90 Sn, 10 Cu; weiß; D. 7.5; Schmp. 420; zum Löten gesprungener Glocken (Roy.)

— nach Blandy. 48.5 Ag, 36.8 Sn, 14.7 Au; für Edelamalgam mit 50 Hg zu Zahnfüllungen.

— nach Robertsons. 50 Ag, 33.33 Sn, 16.67 Au; zu Zahnplomben, mit derselben Menge Hg vermischt als Amalgam.

— für el. Schmelzsicherungen s. Schmelzsicherungen.

— für Uhrenbestandteile.

	Pt	Cu	Ni	andere Metalle
I.	62.8	18	18	1.2 Cd
II.	62.8	16.2	18	1.2 „, 1.8 W
III.	62.8	16.2	16.5	1.2 „, 1.8 „, 1.5 Co
IV.	54.3	16	24.7	1.2 „, 1.8 „, 2 „
V.	0.5	18.5	—	72 Pd, 6.5 Ag, 1 Rh, 1.5 Au
VI.	0.5	18.5	2	72 „, 7 „
VII.	—	25	1	70 „, 4 „

Zäh und hart wie Stahl; gegen Magnetismus unempfindlich; Cd wird erst zugegeben, wenn alle anderen Metalle fl. sind; für feine Uhren (Kr.)

Leichtflüssige Legierungen (s. auch Lipowitzsches, Newtons, Roses und Woods Metall bzw. Leg.).

	I.	II.	III.	IV.	V	VI	VII.
Cd . .	10.8	10.2	7.0	13.1	6.2	7.1	6.7
Sn . .	14.2	14.3	14.8	13.8	9.4	—	—
Pb . .	24.9	25.1	26.0	24.3	34.4	39 7	43.4
Bi . .	50.1	50.4	52.2	48.8	50.0	53 2	49 9
D. . .	9.685	9.725	9.784	9.765	—	10 563	10.732
Erstarrp.	65.5	67.5	68.5	68.5	76.5	89.5	95

	Bi	Sn	Cd	Pb	Schmp.	D
VIII.	27.6	10.3	34.5	27.6	∾ 75	
IX.	50	33.3	16.7		∾ 95	—
X.	55.6	33.3	11 1		∼ 95	
XI.	50	25	25	—	∾ 95	
XII.	50	12 5	12.5	25	∾ 65 5	9.7
XIII.	60	16	12	12	∼ 65.5	—
XIV.	50	—	7 1	12.9	∼ 82	10 7

Nach Hauer:

	Schmp.		Schmp
$Cd_2Pb_7Bi_1$	95.0	$Cd_1Pb_2Bi_2Sn_1$	68 5
$Cd_1Pb_3Bi_2$	89.5	$Cd_3Pb_4Bi_4Sn_1$	67 5
$Cd_1Pb_6Bi_7$	88.0	$Cd_4Pb_5Bi_5Sn_1$	65.5
$Cd_1Pb_1Bi_1Sn_1$	68 5		

Weiß; schon in heißem W. fl.; zu gewissen Sicherheitsstöpseln und Abgüssen von Formen, die nicht stark erwärmt werden können, manchmal auch als Lot (Kr.; K. Heine, Ch. Z. 1906. **30**. 1139; L.-B., 61.) (Vgl. a. D. 1862. **164** 108; J. Frankl. I, Januar **1862**. 61.)

Leichtlegierung A. s A-Leg. — S a. Lautal.
— L 5: 84 Al, 12—15 Zn, 2—2 5 Cu; $K_z = 20.3$. Sehr ähnlich der Deutschen Leg. 2 L 5. — 85 Al, 13 Zn, 2 Cu; wie die Deutsche Leg. (Z. Met. 1927. **19.** 315)

Leonische Drähte. Cu-Seele mit Ag-Hülle oder Ag-Seele mit Au-Hülle; jetzt auch Pd statt Ag als Hülle, wodurch Beständigkeit gegen H_2S erreicht wird. Früher 20—40 g Ag für 1 kg Cu bei 0 05—0.08 mm Auflage, jetzt 0.02—0.04 mm Auflage aus Pd.

Letternmetall (s a Lynotyp-, Monotyp-, Schrift-, Stereotypmetall)

	I.	II.	III	IV.	V.	VI	VII
Pb	69 5	61	55 2	58	93	55	50
Sb	19 7	18.8	22 7	26	4	30	23
Sn	9 1	20.2	22 1	15	3	15	22
Cu	1.7	—	—	1	—	—	—
Bezeichnung	englisches			Standard-type	Elek-tro-type	feines französisches	dauer-haftes französisches

	VIII	IX.	X	XI
Pb	2—4	2	60	60
Sb	2—4 Cu	3 Cu	25 Sb	5.4 Sb
Sn	6—9	6	15	34.6
Zn	89—93	89	—	—
Bezeichnung	nach Erhardt		feines	für Noten

	XII.	XIII	XIV	XV.	XVI.	XVII.
Pb	76 9	70	60	55	55	59 5
Sb	15 4	18	20	25	30	17 9
Sn	—	10	20	20	15	11.8
Ni	—	—	—	—	—	4.8
Bi	7.7	—	—	—	—	1 2
Cu	—	2	—	—	—	4 8
Bezeichnung	nach Krupp					nach Krupp

	XVIII	XIX.	XX	XXI.	XXII
Pb	60	82	75	80	6
Sb	25	14.8	23	20	4 Cu
Sn	15	3 2	2	—	90 Zn
Bezeichnung	feines für Lettern	für Stereotypie	gewöhn-liches	für Stege	

Weiß (Kr ; K)

Levalloy Für Al-Leichtkolben und Kokillenguß (D. Metw. I **1926. 93.**)

Lichtenbergmetall 50 Bi, 30 Pb, 20 Sn; weiß. (K)

Lipowitzsches Metall 50 Bi, 26 7 Pb, 13 3 Sn, 10 Cd; weiß; Schmp. ∽ 70; hämmerbar und gut biegbar, gut zu drehen; zu Tierabgüssen, als Lot für Zinn, Blei und Britanniametall. (Kr.)

Lithalium Duralumin ähnlich, Mg durch Li ersetzt. (D Metw. I **1926** 93.)

Lithiumbronze. Vermutlich ein Edelmessing; $K_z = 38—70$, σ_E $^2/_3$ von K_z; $\varphi = 5—45$; $H_\varphi = 15—55^0$ (Z Met 1921 **13.** 291)

Lokomotivkolbenmetall. 88 5 Cu, 9 Zn, 2 5 Sn; goldgelb. Ist Rotguß. (K)

Lokomotivmetall 89 Cu, 9 6 Sn, 1 4 Pb; gelbrot; D ∽ 8.8; Schmp ∽ 980; Lagermetall für Kraftwagen; in Amerika gebrauchlich (K.)

Lokomotivstopfbüchsenleg für Überhitzerlokomotiven s. Stopfbüchsenleg

Lokomotivzylinderstopfbüchsenmetall I 80 Pb, 12 Sn, 8 Sb; II. 65 7 Pb, 18 8 Sn, 15.4 Sb, 0 1 Zn, Spur Cu; weiß. III 83 3 Sn, 11 1 Sb,

5 6 Cu; weiß; Schmp. 242; Vorleg aus 1 Cu, 2 Sb und 6 Sn zu dünnen Platten gegossen, zu 9 Tln von dieser 9 Tl. Sn legiert, zu 15 mm dicken Platten gegossen. Mehr als 18 kg sollen nicht gleichzeitig geschm werden. (D. W. Kaiser, Röhren-Ind. **1914.** 163) (K)

Lot s. Aluminium-, Cadmiumzinn-, Hart-, Schnell-, Weich-, Zinnlot; Lötantimon, Lötquecksilber, Lötzinn usw

Lötantimon. 86 5 Pb, 13.5 Sb; weiß; D 10.4; Schmp ∾ 250; billiges Ersatzlot in Kriegszeit; die Lötung hält nicht besonders fest. (W. Stockmeier, Minden.)

Lötbronze. Cu mit wenig Sn (∾ 4—6 %); rotgelb; $K_z = 20—28$; $\varphi = 22 — 12$; $K_b = 30—40$; besonders für Flanschen an Cu-Röhren und zu Anschlußstücken, die hartgelötet werden sollen.

Lötquecksilber Pb und Hg; weißgrau; D. ∾ 11 6; Schmp. ∾ 310; Ersatzlot in Kriegszeit zum Löten von Zink. (Höveler und Dieckhaus, Papenburg.)

Lötzinn für Konservenbüchsen Mit höchstens 10 Pb, in Kriegszeit bis 60; sonst hauptsächlich 2 Sorten mit 63 Sn, 37 Pb und 50 Sn, 50 Pb. Vgl. Sicker-, Schnell-, Weichlot

Lucero. Cu-Ni (Electrical Alloy Co; W A. Dyes, Z Met 1921, **13.** 290.)

Lüdenscheider Knopfmetall s Knopfmetall (Lüdenscheider) und Platine

Lurgi(lager)metall. Pb mit etwa 2—3 % Ba. (Z Ver. Ing. 1920. **64.** 19; Czochralski-Welter, Lagermetalle, Berlin 1920)

Lutecin (Lutezin). 80 Cu, 16 Ni, 2 Sn, 1 Co, 0.5 Fe, 0.5 Zn; neusilberartig.

Lynit Al-Cu-Leg.; gegen schwache oder verd. Säuren gut beständig; für Schleudertrommeln. (Ch Met Eng. 1926. **33** 623; Korr. 1928. **4.** 184.)

Lynotypmetall. 83 Pb, 5 Sn, 12 Sb; weiß; Letternmetall. (K.)

Machts' Yellowmetall. I. 72 Cu, 28 Zn; II. 66 Cu, 34 Zn; III 56.9 Cu, 43.1 Zn; dunkelgoldgelb; D ∾ 8.4, 8 2; Schmp. ∾ 960—890; sehr zäh; heiß schmiedbar; Messing für feinen Guß. (Kr.; K)

Mackenziemetall. 70 Pb, 17 Sb, 13 Sn; Lagerweißmetall. (Rss.)

Magnalit. Al, Cu, Mg, Ni; meist in Kokillen vergossen. (D. Metw. I **1926** 93.)

Magnalium (s a. Aluminiummagnesium). I für Bleche 70—98 Al, 30 bis 2 Mg; II für Guß 85—88 Al, 12—15 Mg; weiß; D. 2 4—2 7; Schmp I. 650 bis 460, II. ∾ 570; kalt walz- und gut polierbar; in Schalen gegossen K_z bei 10 Mg 30, 20 Mg 42, φ 10, Festigkeit bei 2—10 Mg wie Messing; in Sand gegossen K_z 12—21, gewalzt K_z 20—25, gepreßt K_z 37—50, φ 5—10; an trockener Luft gut haltbar; Herst. durch V. d. M unter Luftabschluß oder nach D R P 121802 unmittelbar durch Elektrolyse von Carnallit; zu phys Instrumenten, optischen Fassungen, photographischen App. und Gebrauchsgegenständen. (Kr; K.; L-B; nach L Mach, D.R.P 105502 und 113935; vgl a. Miethe, Sitzb. Gew. **1900.** 93; Diegel, Verh. Bef. Gew. **1901.** 277.)

— spiegel 33 3—62 5 Al, 37.5—66 7 Mg, weiß; D ∾ 2; Schmp ∾ 460; leicht polierbar; gut an der Luft haltbar; wie Magnalium hergestellt; zu leichten optischen Spiegeln. (Kr; D.R P 110178)

—, strengflüssig 88—55 Al, 2—30 Mg, 10—15 Sb, manchmal noch Cu, W, Cr und Ni; weiß; D ∾ 2.6, Schmp $>$ 900; nur weißglühend zu vergießen; an trockener Luft gut haltbar; Sb unter Al geschmolzen, Mg zugesetzt; wie Magnalium, aber auch bei höherer Temp. (Kr; D R.P. 107868.)

Magnesium, technisch

	Kokillenguß	Steigender Guß	Sandguß
K_z . .	12 4	11.5	10.7
φ	4	5	5

(The Foundry **1924.** 96; Gieß. **1924.** 526.)

Magnesiummehrstoffleg. (s a. Elektron) Mindestens 60 Mg, bis 40 Ca, oder bis 20 Tl, oder bis 10 Li oder Be, oder mehrere dieser Metalle und ein Zusatzmetall (nämlich bis 5 Al oder bis 5 Cu oder bis 3 Zn oder bis 2 eines Metalls der Eisengruppe oder mehrere dieser Metalle bis zur angegebenen Höchstmenge) (Chem. Fabr. Griesheim-Elektron, D.R.P. 361 086; Z. Met. 1923. **15.** 54.)

Magnesiumzink. 92 Mg, 8 Zn.

	Kokillenguß	Steigender Guß	Sandguß
K_z .	17.0	15 0	14.3
φ	3	4	4

Magnetische Leg. Mehr als 71 Ni, 4 Cu, Rest Fe und Mn; hohe Permeabilität bei geringen Magnetisierungskräften (D.R.P. 434 758.)

Magnetisierbare Legierung Kupfermangan mit mindestens 3, meist 10 % Al, Sn, As, Sb, Bi, B. (F. Heusler, D R P 144 587.)

Magnetmetall. 90.8 Fe, 5 3 W, 2 5 Al, 0 7 C, 0.3 Mn, 0.2 Cr, 0.2 Si, Spur S u P; für permanente Magnete. (K)

Magnetstahl (s a. Kobaltmagnetstahl, K-S-Stahl). I Japanischer K-S-Stahl: 30—40 Co, 5—9 W, 1 5—3 Cr, 0.4—0 8 C, Rest Fe; weiß; D. ∾ 8; H_B je nach der Warmebehandlung oder dem Gefüge, geglüht 444, gehärtet 652; sehr brüchig und hart, schwer zu bearbeiten; die Koerzitivkraft soll dreimal die des besten W-Stables übertreffen; Remanenz auch sehr hoch; Alterung durch Stöße und Dauererwärmung gering. (Ch. Met Eng. **1921.** 1129; Sci. Rep. Tôhoku 1920. **9.** 417) — II. 30—36 Co, 4—5 Cr, 4—5 Mn, 1.1 C, Rest Fe: z. B. 54 6 Fe, 36 Co, 3 5 Mn, 4.8 Cr, 1.1 C; von 850° gehärtet R > K = 1832, gegen 666 bei Chromstahl mit 5.84 Cr und 1 13 C. (E. T. Z. **1923.** 147; E Gumlich, St E 1922 **42.** 41, 97; Fortschr Techn. 1923, Nr. **23.**)
— S a. Gertlers —

Magnoliametall (Magnoliaantifriktions-, Magnolialagermetall). I. 83.6 Pb, 16 4 Sb; II 78 Pb, 16 Sb, 6 Sn; III 78 3 Pb, 17 8 Sb, 3.86 Sn, 0.04 Cu; IV 80 Pb, 10 Sb, 10 Sn; V. 77.7 Pb, 16.8 Sb, 5 9 Sn; VI. 80 Pb, 15 Sb, 5 Sn II Magnolia-Antifriktionsmetall, III. nach Stanley; I. u. II. weißgrau, III weiß; zu Lagerschalen. (L-B u K. nach Metallarb. **1890.** 260; Kr.)

Maillechort (s a Neusilber) I 66 3 Cu, 16 5 Ni, 13 5 Zn, 3.2 Fe, 0.3 Sn, 0 2 Pb (Pariser); II 66 6 Cu, 19.3 Ni, 13.6 Zn, 0 5 Fe (Wiener); gelbweiß; sonst wie Neusilber (K)

Makadamit 72 Al, 24 Zn, 4 Cu; weiß; Ersatz für Messing, wesentlich leichter. (Guillet, 938)

Maluminium Al, Cu, Zn; ähnlich der Deutschen Leg. (D. Metw. I. **1926.** 93.)

Mammutbronze s Deltametall

Manfekual Mn, Fe, Cu, Al; als Desoxydationsmittel statt Phosphorkupfer (besser weil ein Übsch. nicht schadet) und Zusatzleg für Bronzen und Messing, um daraus sog. Manganbronze (besser Sondermessing) zu machen. (Märkisches Metallwerk; vgl a E Vits, Z Ver. Ing 1914. **58.** 890.)

Manganbronze I 56 Cu, 42 4 Zn, 1 3 Fe, 0 7 Sn, 0 5 Al, 0 1 Mn; II 58 5 Cu, 38.5 Zn, 1 3 Fe, 1.2 Sn, 0 4 Al, 0 1 Mn; III 58.6 Cu, 37 2 Zn, 2 Fe, 1.2 Sn, 0.6 Pb, 0 4 Mn; IV 50—60 Cu, 30—45 Zn, 1 Fe, bis 4 Mn und Al, 0 5—1.25 Sn, 0 4—0 5 Pb und Ferro- oder Cupromangan, als Legierungsmetall; V 55—60 Cu, 38—42 Zn, 3.5 Mn, 1 5 Sn, Al < 1 5, Fe < 2, Pb < 0.2; gelb; D. ~ 8.3; Schmp ∾ 900. I. gegossen K_z 49, φ 18; II K_z 52—55, φ 24—32; gegen Seewasser sehr gut widerstandsfähig; meist im Flammofen unter Verw. von Spiegeleisen; besonders zu Schiffspropellern (I—III : L-B ; nach Brass World **1905.** 399 u The Foundry **1908.** 301; ferner Gieß. Z **1908.** 561; II. nach

Parsons; IV: E J Davis, W. J. Lambert, Met. I. 1921. **18.** 26, 168, 190, 232; V: Ir. A. 1922. **109.** 1513; Z. Met. 1922. **14.** 374.)

Nr	VI	VII.	VIII.	IX	X.	XI.	XII.	XIII.	XIV.
Cu	75.5	75	96	85	88	94—95	82.4	85.7	50
Mn	19	20	4	15	12	6—5	0 6	0.3	30
sonstige	5.5 Zn	5 Zn	—	—	—	—	17 Sn	14 Sn	2 Fe
Schmp.	900	900	1050	950	980	1040	900	950	—

Gelb- bis rotgelb; zäh und hämmerbar; Festigkeit bei VI. bis XI. u. XIV bis gegen 300° fast gleich wie bei 15°; VIII. gewalzt E 12000, σ_p 2.6, K_z 29, φ 41, ψ 68, σ_f 13.6; IX. gegossen E 9400, σ_p 7.7, K_z 35.7, φ 36, ψ 44, σ_f 14; X. geschmiedet K_z 40—52, φ 8—25; XI. $K_z \backsim$ 36, $\varphi \backsim$ 40 bis gegen 200°; Mn oxydiert leicht beim Umschm., meist unter Verw. von Mn-Cu hergestellt; für den Maschinenbau, namentlich Dampfarmaturen; XI. besonders zu Stehbolzen für Lokomotiven (Kr.; L.-B.; teilweise nach Gintl.). — XV. 84.2 Cu, 11.5 Mn, 4 2 Al; für el. Widerstände (R. 118). — XVI. 51—64 Cu, 35—45 Zn, 0.2 bis 15 Mn (mit Fe), 0.2—8 Al, 0.2—3 Sn, Spuren W; ein Sondermessing; heiß schmiedbar (Jones; R 117.)

Manganhartmessing (s. a. Manganmessing).

	Cu	Zn	Mn	Fe	andere Bestandteile
I.	85	2	10.9	1.8	0.3 C
II.	84.3	2.1	10.6	2.3	0.4 Sn 0.3 Pb
III.	60.2	34.8	2.4	1.2	0.9 „ 0.4 „ 0.2 Al
IV.	54.2	38.2	4.4	2.4	0.5 Ni

Gelb; wie Messing. (K.)

Manganin. I. 84 Cu, 12 Mn, 4 Ni; II. (normal) 82.1 Cu, 15 Mn, 2.3 Ni, 0.6 Fe; III. 58 Cu, 1 Mn, 41 Ni; weißgrau; spez. el. Widerstand von I. 42, II. $\backsim$ 43 Mikrohm, Temp.-Koeffizient von I. bis 0.00003, II. ± 0.00001; Thermokraft gegen Cu von I. 1.5 Mikrovolt für 1°; zu el. Widerständen. (Kr.; K.; L.-B.; II. K Baedeker, El. Erschein. in metall. Leitern, Brschwg. 1911, S. 46.)

Manganlegierungen, andere.

	Cu	Mn-Cu	Sn	Pb	andere Metalle	Farbe
I.	76	1	16	3.5	3.5 Zn	gelb
II.	76	2	16	3	3 „	„
III.	85	1	14	—	—	„
IV.	81	2	17	—	—	„
V	—	2	42	40	16 Sb	weiß
VI.	—	2	20	58	20 „	„

I—IV. wie Rotguß, V. u. VI. wie Weißmetall verwendet. (Kr.)

Manganmessing. I. 80 Cu, 5 Zn, 15 Mn; II. 75.5 Cu, 8 Zn, 16.5 Mn; III. 69 5 Cu, 29.5 Zn, 1 Mn; IV. 60 Cu, 15 Zn, 25 Mn; V. 55 Cu, 39.5 Zn, 4.3 Mn, 7 Fe, 0 5 Al; VI. 55.3 Cu, 40 Zn, 3.2 Mn, 1 1 Fe, 0.2 Al, 0.1 Sn, 0 1 Pb; gelb; I. u II. $K_z \backsim$ 36, $\varphi \backsim$ 34; V. u. VI. $K_z \backsim$ 29, $\varphi \backsim$ 41; im Maschinenbau (K) S a schmiedbares Messing und Manganbronze.

Manganneusilber. Allgemein wie I., mit 3—5 Phosphorkupfer (15 %ig).

	Cu	Ni	Zn	Mn
I.	50—52	15—17	5—10	1—5
II.	80	—	5	15
III.	59	18	20	3
IV	65	10	5	20
V	72 3	16 5	8.8	2.4

Gelbweiß; Verw. wie Neusilber. (Kr.; K.)

Mangannickel. I. 82.5 Ni, 17 5 Mn; weiß; Schmp ∾ 1340; für el Widerstände II 40—70 Ni, 0.8—5 Mn, Rest Fe; für Maschinenteile, die bei tiefen Tempp. (Leg. noch sehr zäh) hoch beansprucht werden, z B Kälte-, Gasverflüssigungsmaschinen usw. (D R.P. 363 827; Z. Met. 1923. **15.** 54.) (K)

Mangannickelbronze (vgl a. Manganin). I 60 Cu, 20 Mn, 10 Sn, 10 Ni; II. 53.6 Cu, 1.7 Mn, 2 7 Sn, 2 5 Ni, 39.1 Zn, 0.3 Pb, 0.1 Si. (K)

Mangannickelmessing I. 53 5 Cu, 38.3 Zn, 3 2 Mn, 2 2 Ni, 1 4 Fe, 1 2 Sn, 0 2 Pb; II 51 1 Cu, 40 Zn, 4.1 Mn, 2 2 Ni, 2.3 Fe, 0 3 Al; gelb; wie Messing (K.)

Mangannickelstahl s RLS

Manganphosphorbronze Spezialbronze. (Ricq; Fond Mod. **21.** 9; C. Hütt **1927.** 346)

Manganrotguß I. 86.3 Cu, 6 Sn, 5 Zn, 2.7 Cu-Mn; II. 75 Cu, 25 Mn; III 65 Cu, 5 Zn, 20 Mn, 10 Ni; IV 60 Cu, 15 Zn, 25 Mn; V 60 Cu, 10 Sn, 20 Mn, 10 Ni; Schmp II ∾ 880; statt Rotguß und Bronze (Kr)

Mangansilber I 80 Cu, 15 Mn, 5 Zn; II. 75 Cu, ∾ 20 Mn, ∾ 5 Zn; weißgrau; wie Neusilber verwendet. (K.)

Mangansilicium. I 70 Mn, 30 Si; II 55 Mn, 35 Si, 9 Fe, 0 8 C, 0 1 P, 0.1 S; weiß; Schmp I 1239, II. ∾ 1300; Legiermetall. (K.)

Manganstahl (auch Manganhartstahl). 80—93 Fe, 7—20 Mn, 1—2.3 C; normal mit 12—14 Mn, 1 C; stahlgrau; bei hohem Mn-Gehalt wenig magn ; besonders gegossen zu Schienenherzen, zu selbstharten Werkzeugen für Holzbearbeitung, gesenkgeschmiedeten Erdbaggerteilen usw (Kr nach R. A. Hadfield, D.R P 155810)

Manganwiderstandsmetall 85 Cu, 12 Mn, 3 Fe; grauweiß. (Kr)

Manganwolframstahl. Bis 8 3 W und 1.7 Mn, Rest C-haltiges Fe. (K)

Mannheimer Gold (Similor) I. 83 7 Cu, 9 3 Zn, 7 Sn; II. 89 5 Cu, 9 9 Zn, 0 6 Sn; III 94 3 Cu, 5.7 Zn, IV. 95.25 Cu, 4 75 Zn I und II. goldgelb, III und IV. rotlich; zu Knöpfen und anderen Preßwaren, Schmuck- und Kunstgegenständen (Kr ; K.)

Marinebronze Cu, Zn, Sn; eine Art Sondermessing
  I. für Propeller, K_z 20, $\varphi > 10$, Biegewinkel $> 30°$;
  II für Lager und Maschinenteile, K_z 18, $\varphi > 15$, Biegewinkel $> 45°$

— der amerikanischen Marine; für Maschinenteile (Rss.): Marke G 87 6 Cu, 10 4 Sn, 1 6 Zn, 0 4 Pb. Marke M 86 9 Cu, 7 7 Sn, 3 6 Zn, 1 2 Pb Marke Sc. 80 3 Cu, 12 8 Zn, 4 Sn, 2 8 Pb.

Marinemessing (Admiralitätsleg. oder -messing) Ein Sondermessing. Das Reichsmarineamt verlangte 62 Cu, 37 Zn, 1 Sn; $K_z = 35—40$, $\varphi > 18$; für Kondensatorrohre von Schiffsmaschinen 70 Cu, 29 Zn, 1 Sn

Martins Leg Gußeisen mit Cr, W, Ni, Cu, Stabeisen, 1 25—2 0 Al. (Öst. Z B H **1897.** 38; R 107)

Maschinenbronze Allgemein 80—90 Cu, 20—2 Sn, bis 16 Zn und 4 Pb, orange bis gelb; zäh; L_{sch} 1—1.76, K_z 18—20, φ 3—20; allgemein zu Maschinenteilen, Lagerschalen, Achsen, Armaturen usw Rotguß ist ähnlich, hat aber meist mehr Zn als Sn

	Zusammensetzung			Eigenschaften	Verwendung für
	Cu	Zn	Sn		
I.	63 9	30 6	5 5	gelb; läßt sich prägen	Bleche, gepreßte Ware
II	83	2	16	orangegelb; K_z 15—20, φ 2—10	Dampfpfeifen
III	81	2	17		
IV	80	2	18		

	Zusammensetzung Cu	Zn	Sn	Eigenschaften	Verwendung für
V	88.5	9	2.5	orange	Dampfschieber
VI.	84	2	14	gelb; $K_z \sim 18$, $\varphi \sim 10$	Exzenterringe
VII	84	16	—	gelbrot; $K_z \sim 20$, $\varphi \sim 3$	Eisenbahnwagenachsenlager
VIII	82	18	—		
IX	75	5	20		
X	64	10 + 8.6 Pb	17.6	gelb	Kompositionsfeilen
XI.	61.5	7.7	30.8		
XII	90	2	8	rotgelb; $K_z \sim 20$, $\varphi \sim 20$	Gewichte
XIII	90	—	10	rotgelb; D $\sim$ 8.8; Schmp $\sim$ 1000; $K_z \sim 20$, $\varphi \sim 10$	kleine Gußstücke
XIV	79.1	7.8	13.1	goldgelb; $K_z \sim 20$, $\varphi \sim 5$	Guß zum Vergolden
XV.	77.2	7	15.8		
XVI.	88	2	10	gelbrot; $K_z \sim 20$, $\varphi \sim 12$	Hähne
XVII.	84	2	14		
XVIII	57.9	36.8	5.3	gelb; ähnlich Messing	Knöpfe
XIX	84	8.3 + 4.3 Pb	2.9	gelb; $K_z \sim 19$, $\varphi \sim 5$	Kolbenringe
XX.	75-88	2—18	0-20	gelb bis gelbrot	Lager
XXI	73.7	12.1	14.2	gelb	gewöhnliche Lager
XXII	71.8	6.1	22.1	„	mittelharte Lager
XXIII.	82	2	16	„	harte Lager
XXIV.	88.8	—	11.2	„ $K_z \sim 20$, $\varphi \sim 10$	sehr harte Lager
XXV.	86	14	—	„ D $\sim$ 8.6; Schmp. $\sim$ 1000	Lokomotivachsenlager
XXVI	82	8	10	„ $K_z \sim 19$, $\varphi \sim 3$	
XXVII	81.2	5.1	12.8	„ „ „	mech. Instrumente
XXVIII	83.3	16.7	—	„ D. $\sim$ 8.5; Schmp $\sim$ 1000	Schlagstempel
	83	16	1	„	
XXIX	85.4	4.9	9.7	„ $K_z > 20$, $\varphi > 4$	Rakeln
XXX.	88	7	5	gelbrot	Schmiergefäße
XXXI	86.3	2.3	11.4	„	Schraubenmuttern
XXXII	50	16.3	33.7	gelb, hämmerbar	Schaufeln
XXXIII	50	33.7	16.3	„	
XXXIV	86.2	3.6	10.2	gelbrot; $K_z \sim 19$, $\varphi \sim 5$	Stopfbüchsen
XXXV	87.7	2.6	9.7	„ $K_z \sim 20$, $\varphi \sim 10$	Wagenradbüchsen
XXXVI	85	4	11	rotgelb; $K_z > 18$, $\varphi > 4$	Teile, die hart gelötet werden sollen
XXXVII	85	6	9	„	Ventile
XXXVIII	91.3	8.7	—	„ $K_z \sim 22$, $\varphi \sim 30$	Zahnräder u. Schnecken
XXXIX	85	4	11	„ $K_z > 18$, $\varphi > 4$	

	Cu	Zn	Al	Ni	Fe	Sonstige
XL.	78	15	4	2	1	—
XLI	80	15	3.5	1	0.5	—
XLII.	75	20	2	2	1	—
XLIII	70	20	3	5	2	—
XLIV	65	18.2	7.8	5.5	3.5	—
XLV	60	20	8	10	2	—
XLVI	56—50	18—30	2—4	—	—	1—2 Bi, 1 Zr

Verwendung im Apparatebau (XL—XLIII: E. T. Z. 1922. 28. 71; R. 117.)

Maschinery 87.5 Cu, 12 5 P-Zinn (5 %ig); goldgelb; zu Lagern von Kraftwagen (K)
Medaillenbronze s Münzenbronze.
Meldrum, Fe mit viel Si der Meldrums Ltd, Timperley, widersteht HNO_3 und H_2SO_4 jeder Starke und Temp. (Ch Age 1928. **19.** 161)
Mellot Bi-haltige leichtflüssige Leg, ähnlich Woods Leg.; für zahnärztl. Arbeiten.
Messing (s. a. Kupferzink; Sondermessing) Allgemein 40—80 Cu, 20—60 Zn, Spuren Fe; bessere Sorten 60—70 Cu, 40—30 Zn. Gelb.; D. 8 3—8 6; Schmp 980—830; mit 36—40 Zn in der Hitze und kalt dehnbar, bis 35 Zn nur kalt zu ziehen; K_z von Gußmessing 12 6—15, gewöhnlichem Draht 33 2, hartem Draht (dünn) 41 3, ausgeglühtem Draht 32 3—39 2, L_{sch} ∾ 1.5, σ_p ∾ 6 5, E gegossen ∾ 8000, φ ∾ 13, ϕ ∾ 17.5; Pb, As und Sn sind als Verunreinigungen zu betrachten, nur Fe ist bis gegen 2 % von günstigem Einfluß auf die Festigkeit; Glanz an trockener Luft gut, an feuchter Anlauffarben, deshalb vielfach mit „Messinglack" überzogen; in der Industrie, in vielen Gewerben sehr mannigfach verwendet (Kr; K; L-B.; E A. Smith, Trans. Am Electroch Soc 1921. **37. 24.**) Eine der ältesten und verbreitetsten Legg., angeblich durch Erasmus Ebener aus Nürnberg bekannt geworden. Japanisches Messing bester Sorte (Sin-chu) ist europäischem gleichwertig. Nach K.:

		Cu	Zn	Pb	Sn	Fe
Bleche:						
von Stollberg		64.8	32 8	2	0 4	—
„ Jemappes		64.6	33.7	1.4	0.2	—
„ Rosthorn, Wien		68.1	31.9	—	—	—
„ Oker (I.)		69	30	1	—	—
„ „ zäh		55	44.5	—	0.5	—
„ Iserlohn		70.1	29.9	—	—	—
„ Romilly		70.2	29.3	0.3	0.2	—
„ China		56.1	38.2	1	3.3	1.4
„ Hegermühle		72.5	27.5	0.8	0.2	—
dünne		72	27	—	1	—
für Bodenbelag		62	37	0.5	0.5	—
Schiffsbleche		62	37	—	1	—
Draht:						
von Neustadt		71.5	28 5	—	—	—
„ Augsburg		71 4	27.7	0 9	—	—
„ England		70 2	29 3	0 3	0.2	—
Guß:						
von Oker	I	72 2	24.4	1 1	—	2 3
„ Iserlohn	II	63 7	33 5	0 3	2 5	—
„ „	III	64 5	32 4	2 9	0 2	—
„ Akerman, russisch	IV.	70	30	—	—	—
„ „ „	V.	66.6	33 3	—	—	—
„ „ „	VI	78	21	1	—	—
„ Frankreich	VII	71.9	24 9	2	1 2	—
„ „ fein	VIII.	70.9	20.0	3.1	2	—
„ „ gewohnl	IX.	63 6	33.6	0.3	2.5	—
„ England, Stirling	X	66.2	33.1	Spur	—	0.7
Rohre:						
deutsche		70	30	—	—	—
		60	40	—	—	—
russische		66	34	—	—	—
		59 7	38.6	0 4	0 2	1.1
englische		65	35	—	—	—

Messing, schmiedbar, s. schmiedbares Messing.

Messinglot.	Cu	Zn	Sn	Eigenschaften
I.	58.3	41 7	—	gelb; D. ∾ 8.2, Schmp. 890, sehr strengfl.
II	50	50	—	„ D ∾ 8 1, Schmp. 870, strengfl.
III.	33.3	66 7	—	grau; D. ∾ 7.9, Schmp. 800, leichtfl.
IV.	51.2	38.8	16	weiß; leichtfl.
V.	50	35 8	14.2	„ „
VI.	42.3	54.5	3.2	„ „
VII.	39.4	55 8	4.8	„ „
VIII.	20	30	50	„ „

Durch V. d. M. oder meist Verschm. von Messing mit Zn (und Sn) hergestellt, zum Körnen in W. gegossen, das mit einem Besen geschlagen wird; besonders zum Löten von Messing, Gußeisen und Stahl. (Kr. nach Karmarsch.)

Messingsilberlot. 50 Ag, 32 Cu, 18 Zn; weiß; leichtfl.; meist durch Verschm. von 1 Messingblech mit 1 Ag. (Kr)

Metal argentin s. Argentinisches Metall.

— d'Alger s. Algerisches Metall.

— Nr. 17. Rostfreier Stahl der Cyclops Steel Co. mit 20.0 Ni, 7.5 Cr, 1.00 Si, 0.75 Mn, 0.45 C.

— x Nr. 2600. Rostfreier Stahl der Crucible Steel Co.

Metallfolie zum Schutz von Gummi. 86.65 Pb, 6.5 Fe, 5.9 Al und 1.95 Sn; aus 85 Pb, 2 Sn und 12.50 Fe-Al. (D. W. Kaiser, Röhren-Ind. **1914**. 164.)

Metallic. Dichtungsmittel für Brennstoffnadeln von Dieselmotoren aus einer zu feinen Spänen verarbeiteten Bleileg.

Metallin. 35 Co, 30 Cu, 25 Al, 10 Fe; weiß. (Kr.)

Metallocamelia s. Cameliametall.

Metallpackung (für Dampfzylinderstopfbüchsen). 65 Pb, 20 Sn, 15 Sb. (Monypenny-Schäfer, Rostfreie Stähle, Berlin 1928, S. 227.)

Metallschreibstifte 53.5 Bi, 41.7 Pb, 4.8 Hg; zum Schreiben auf Metallen.

Metallure. 35 Co, 30 Cu, 25 Al, 10 Fe; für Juwelierarbeiten.

Meteorit I. Al mit 0.4—0.7 P; engl. Leichtmetall. (Guillet, 970.)

— II. Al mit 4—6 Cu und 2.5—3.5 W. (R. 127.)

Meteorstahl. Nickelstahl.

Métillure. Säurefeste Fe-Si-Leg. 81.05 Fe, 16 92 Si, 0.88 Mn, 0.59 C, 0.25 Al, 0.17 P, 0.01 S; D. 6.71. (C. Matignon, C. r. 1918. **166**. 815; St. E. 1919. **39**. 233.)

Minargent 56 8 Cu, 39.8 Ni, 2.8 W, 0.6 Al; silberweiß; wie Neusilber. (Kr.)

Minkin. Leichtmetall. (Z. Ver. Ing. 1902. **46**. 857.)

Minoformetall I. 66 Sn, 20 Sb, 9 Zn, 4 Cu, 1 Fe; II. 67.5 Sn, 17 Sb, 8.9 Zn, 3.3 Cu, 3.3 Fe; weißgrau; härter als Britanniametall; wie dieses verwendet (Kr)

Miralit. Englische Al-Kolben-Leg (D Metw. I. **1926**. 93)

Mirametall. 75.8 Cu, 16.4 Pb, 6.8 Sb, 0.9 Sn, 0 6 Zn, 0.4 Fe, 0.3 Co + Ni; für Hähne und Röhrenleitungen, die mit sauren Fll. in Berührung kommen. (Kr.)

Miramit. Schnellschneidmetall der Stahlwerke Röchling-Buderus zur Bearbeitung hochvergüteter Baustähle bis zu K_z 200, von 12—14 %igem Manganhartstahl; von Papier, Gummi, Fiber, Preßspan u ä.

Mischmetall. Entweder soviel wie Cermischmetal, s. Pyrophore Legg, oder Leg. aus 76 Al, 18 Cu, 5 Cd, 1 Ag; weiß; D $<$ Cu, soll gegen Druck fester als Bronze sein; gegen W. beständig; in Frankreich für Autos und Flugzeuge verwendet. (Allg. Automobilztg.; Z. Ver. Ing. 1917. **61** 363.)

Misco Metal. Rostfreier Stahl der Michigan Steel Casting Co. mit 57 5 Fe, 25.0 Ni, 15.0 Cr, 1 50 Si, 0.50 C, 0 50 Mn.

Mitisguß Ist eigentlich geschmolzenes Schmiedeisen. 99 5 bis 99.0 Fe, 0 1—0.5 Al, wenig C; D. ∾ 7 8, Schmp. ∾ 1500; L_{sch} ∾ 2; aus reinem C-armen Flußeisen im Ölfeuerungsofen mit kleinem Al-Zusatz erschmolzen; zum Guß von Schlüsseln, kleinen Gegenstanden und Maschinenteilen, wie Beschlägen, statt Temperguß. (K)

Modellmetall. I 71 2 Pb, 15 Sb, 13.8 Bi; für Gußmodelle geeignet, da L_{sch} nur 0 2 betragen soll — II. 50 Sn, 50 Zn. — III. 78.7 Sn, 14 7 Sb, 4.2 Sb, 2 4 Zn (The Foundry **1927.** 850, Metallwirtsch. **1928.** 383)

Mokume Lamellen von Cu, Ag, Au und der Leg von 90—99 Cu u. 1 bis 10 Au, die miteinander verschweißt sind; Farbenbänder: schwarz, weiß, gelb, rot; besonders in Japan zu Einlegearbeiten verwendet (Kr)

Molybdannickel I. 50 Mo, 50 Ni; Schmp 1300, ist die eutektische Leg; Legiermetall II 50—75 Mo, 20—25 Ni. (K)

Molybdänstahl Bis 10 Mo; z B 89 3 Fe, 9 7 Mo, 0 7 C, 0 2 Mn, 0.05 Si, 0 02 P; zu Werkzeugen statt Wolframstahl. (Kr nach W Metcalf)

Monelmetall 25—75 Ni, 75—25 Cu; z B. I 60 Ni, 40 Cu; II. 68 Ni, 30.5 Cu, 1 5 Fe, Spuren Mn, Si, P, C, S; III. 74 5 Ni, 25 Cu, 0.5 Fe, Spuren Sn und Pb; IV. 67 Ni, 28 Cu, 5 Fe + Mn + Si + Co; weißgrau; Schmp. 1200—1400, bei I. 1350, II. 1380, III 1400; geschmiedet K_z 56 3, σ_f 35; gegossen K_z 41, φ 44; luftbeständig; durch V d. M. oder (Amerika) aus nickelhaltigen Cu-Erzen im Hochofen; für Münzen und Gebrauchsgegenstände; die unscheinbare, stahlartige matte Farbe hindert eine ausgedehntere Verw im Kunstgewerbe, IV nach Isolation A G Mannheim-Neckarau besonders für Dampfturbinenschaufeln und zu Kondensatorrohren;

σ_f	25	38	54	60	72	je nach dem Kaltbearbeitungsgrad,
K_z	58	62	64	66	73	
φ	40	33	28	24	12	

Zu Ventilen von Wärmekraftmotoren. (Z Ver Ing. 1920. **64.** 581; nach Power, 8. 6. 1920; Automotive Industries, 15 4. 1920.)

Monnotmetall (Kupferpanzerstahl) D 8.3—8 45, spez el Leitfähigkeit 21—29, zulässige Zugbeanspruchung 24—37; für el Leitungsdrähte (F. Kapper, Freileitungsbau, München 1923)

Monotypmetall. I. 74 Pb, 18 Sb, 8 Sn; Letternmetall (K) — II Pb mit 15 Sb und 5 Sn. (Asbern M F. A. G. Augsburg)

Montanagold 89 Cu, 10 4 Zn, 0.6 Al

Montanium Al mit 2.5—3 5 Cu und 0 5 Mg; für Luftschiffbau (Berg A G; R 125; D Metallw I. **1926** 93)

Montefioremetall s Phosphorbronze

Montegal Al mit Mg_2Si und Ca_2Si; Leichtleg von Th Goldschmidt, Essen. (Metalltechn 1927 **52.** 77)

Morinsbronze 83 Cu, 10 Pb, 5 Sn, 2 Zn; gelb; durch Erhitzen in der Muffel schone schwarze Oxydationsfarbe; zu Kunstgegenständen (L-B; vgl. D. 1874 **213.** 359)

Das europäische Erzeugnis ist dem chinesischen und japanischen sehr ähnlich

Mosaikgold, Mosaisches Gold (Chrysorin) (s a Musivgold) 63—75 Cu, 37—25 Zn

	I	II	III	IV	V.
Cu	63 3	65 3	66 7	68	72
Zn	36 7	34 7	33.3	32	28

Goldgelb; D 8 3—8 4; Schmp. 900—970 (II ∾ 920); Cu mit 1/2 des Zn geschm., Rest des Zn eingetragen, wie Messing zu Guß, der vergoldet werden soll (Kr; K)

Moussets Silberleg. 59.3 Cu, 27.7 Ag, 9 6 Zn, 3.4 Ni; weiß, am Bruch gelb-rötlich. (Kr.; K.)

Münstermannbronze Phosphorbronze mit K_z 20—24, φ 10—16, K_b 30—40; zu Metallguß für Hydraulik; hart in der Bearbeitung, aber dicht, besonders für Druckzylinder u. ä.

Münzenbronze für Scheide- u Denkmünzen.

I. Allgemein	90—98 Cu,	10—2 Sn;	rot-gelb
II. Deutsche (alt)	92—95 „	5—8 „ ;	rot
III Russische usw.	95 „	4 „ , 1 Zn;	rot
IV Für stark erhabene Formen	97 „	2 „ , 1 Pb;	„
V. Deutsche (neu)	92 „	, 8 Al;	goldgelb.

Nach dem Guß zwischen Platten wird das Stück vielfach noch glühend in kaltes W. geworfen, um feines Gefüge zu erzielen; II. auch zu den alten deutschen, schwed., franz., engl. u. a. Scheidemünzen verwendet. (Kr.; K.)

Münzenlegierungen. Schweiz. 20 Cts: 50 Cu, 25 Ni, 10 Zn, 15 Ag
„ 5 „ : 60 „ 25 „ 10 „ 5 „
Österr. 10 h (1915): 50 Cu, 10 Ni, 40 Zn. (K.)

Mumetall. 50—74 Ni, 20—25 Fe und etwas Cu + Mn; für Kabel; ähnlich Permalloy. (C. Hütt. **1926**. 152.)

Muntz-Metall. Ein Sondermessing. 60—62 Cu, 40—38 Zn; goldgelb; D. ∾ 8.2; Schmp. ∾ 900; glühend gut schmiedbar; K_z gewalzt ∾ 50.5, gepreßt ∾ 54.6; (gegossen bei 60 Cu, 40 Zn) K_z 30—40, $\varphi > 20$; hält sich gut im Seewasser; ist nach der Bruchprobe genau zu beurteilen; zu Schiffsbeschlägen. (Kr.)

Muschelgold. 53 5 Zn, 46.5 Cu; sehr spröde; für Knöpfe und billigen Gelbguß.

Musivgold (s. a. Mosaikgold). 70 Cu, 30 Zn; gelb; D. 8.4; Schmp. 945. (Kr.; K.)

N. 150. Al-Leichtleg.; gut schweißbar und korrosionsbeständig; H_B 112. (Al.-Ind. A.G., Neuhausen.)

N. 211. Al-Leg.; gut schweißbar und korrosionsbeständig; H_B 112. (Al.-Ind. A.G., Neuhausen.)

Natriumamalgam. Weiß; kristsch.; oxydiert sich leicht an der Luft, daher in gut schließenden Glasflaschen oder unter Steinöl aufzubewahren; durch Eintragen von blankem Na in Hg (Knall und gelbes Feuer, Vorsicht!) oder durch Zufließenlassen von Hg zu unter Steinöl geschm. Na; als Reduktionsmittel, zur Erzeugung von anderen Amalgamen, namentlich des Ammoniums.

Naval Brass. 62.2 Cu, 37 1 Zn, 0.4 Pb, 0.3 Sn; gelb; wie Marinemessing. (K.)

Navaltum. Al-Leg. (D Metw. I. **1926**. 93; ohne nähere Angaben.)

NCL-Leg. Für Zahntechnik. (Met. B. 1923. **13**. 748.)

Neogen. 58 Cu, 27 Zn, 12 Ni, 2 Sn, 0.5 Al, 0.5 Bi; wie Neusilber. (K.)

Neonalium. Zn-freie Al-Cu-Leichtleg. für Gußzwecke; selbstveredelnd; s. S 205.

Neulot. 72 Cu, 24 Zn, 4 Pb; gelb; zum Hartlöten. (Kr.)

Neumessing I 66.4 Cu, 33.6 Zn; II 60 Cu, 40 Zn; gelb; D. 8.4; Schmp 920. (K)

Neusilber (s a. Ferro- und Manganneusilber). In China schon Jahrhunderte lang bekannt. Gelblich bis weiß; D. 8.4—8.7; meist walzbar, hart und zäh, L_{sch} 1 9—2.1; zu Münzen und Eßbestecken, Kunst- und Gebrauchsgegenständen, vielfach galvanisch versilbert (2% Ag), auch zu Blech und Draht für Gürtlerwaren. (Kr.; K ; L.-B.)

	Allgemein	I	II	III.	IV.	V	VI	VII.	VIII.	IX.	X	XI
Cu	46—66	60	63 9	65 5	52	54	59	63	63.4	62.6	45 7	57 4
Zn	19—31	20	19 3	19.5	26	28	30	31	17	26.1	37 2	26 5
Ni	13—36	20	14 6	13	22	18	11	6	19 2	10.9	17.1	13
sonstige			2 1 Ag 0 1 Sn	2 Ag					0.4 Sb	0.2 Sb, 0.2 Fe	feiner Guß	3 Fe starke Stücke
					Ia	Iaa	IIa	IIIa				
						Berliner				Sheffielder		

	XII	XIII.	XIV	XV.	XVI	XVII	XVIII	XIX	XX	XXI
Cu	50	60	56	79 7	56 2	51.4	46.1	26.4	40 4	59.1
Zn	25	20	19.9	7.2	23 4	22 3	18	36.8	25.4	22 7
Ni	25	20	23 8	13	20.4	26 2	35 8	36.8	31.6	11 8
sonstige	—	—	je 0 1 Pb, Fe, Sn	0.1 Sn	Spur Fe	0 1 Fe + Sn	0.1 Fe + Sn + Pb	—	2 6 Fe	4.9 Sb, 1.5 Al
	Ia	IIa	walzbar	f Loffel			strengfl.			ameri-kani-sches
			Wiener			russisches		chinesisches		

Neusilber, gießbar 50—52 Cu, 15—17 Ni, 5—10 Zn, 3—5 Phosphorkupfer (15 %ig), 1 Mn; gut und leicht gießbar; zu Gußzwecken (L.-B.; nach V. Schmidt, D.R P. 44536.)

— Ersatz nach L. Diendt, D R.P 54216 50 Cu, 32 Zn, 10 Pb, 6 Ni, 2 Sn

Neusilber-Leg. der Dürener Metallwerke. 35—55 Cu, 40—50 Zn, 5—15 Ni, einige Proz. Co + Fe + Mn + Pb + Sn; die Summe von Cu + Ni kann z T durch Al, Co, Fe, Mg, Mn, Pb, Sn ersetzt werden. (D.R P 296624)

Neusilberlot (s a. Argentanlot). 57 Zn, 35 Cu, 8 Ni; weiß; leicht fließend. (Kr.)

Neutraleisen. Säurefeste Fe-Si-Leg (St. E. 1919. **39.** 233.)

Neuweißmetall s. Weißmetall, neues

Newtons Metall. 50 Bi, 31 3 Pb, 18.7 Sn; weiß; Schmp. 93; manchmal als Lot für Zinngerate und zu Abgüssen. (Kr)

Niaconickel der Nickel Alloys Co. Z. B 99.06 Ni, 0 025 C, 0.155 Si, 0.60 Fe, 0.12 Cu, Spuren Mn, 0 015 P, 0 025 S (E. F Cone, St E 1921 **41.** 969; Ir A **1920,** 1713)

Nialit s Hochhitzebeständige Legg. (u S 196); Namenschutz Friedr. Krupp A G (Metalltechn **1926.** 256)

Nichrom s Chromnickel

Nichrotherm s. Hochhitzebeständige Legg (S. 196)

Nichtrostende Leg 84—92 Cu, 5—9 Al, 2—4 Fe, 0 5—2 Mn. (Durion Co. Inc ; Canad P. 257235; Korr. **1927.** 24.)

Nichtrostende Stähle, Cr- oder Cr-Ni-Stähle, wie V 2 A (Wipla), V 1 M (Nirosta) von Friedr. Krupp, Antinit- und Anticorrostahl (s d). (Ausführlich: Monypenny-Schafer, Rostfreie Stähle, Berlin 1928; s a. S 228)

Nickel, amerikanisches. 65 Cu, 29 Pb, 1 Ni, 5 Phosphorzinn (5 %ig); für Kraftwagenlager in Amerika (K)

Nickelblech Z B 98.7 Ni, 1 Co, 0.1 Mn, 0.1 Si, 0 1 Zn + Pb; weiß; D 8 9; Schmp. ∼ 1450 (K)

Nickelbronze (s. a Nickelmaschinenbronze) Allgemein meist 20 Ni neben Cu, Sn, Zn

	Cu	Ni	Zn	Sn	andere Metalle	Anwendung
I	60	20	12	8		
II.	86	3	—	10	1 P-Zinn (5 %ig)	für Gezähe
III.	47	39.9	21	1	0.1 Bi	

	Cu	Ni	Zn	Sn	andere Metalle	Anwendung
IV.	50	12	18	2	18 Pb	als Lagermetall
V.	61.5	15.4	11.4	1.9	10.2 Pb	als Lagermetall
VI.	50	25	—	25	—	als Lagermetall
VII.	62	12	12	2	12 Pb	als Lagermetall
VIII.	81.2	13 2	5.6	—	—	
IX.	79 7	13	7.2	0.1	—	
X	77	20	2.5	—	0.5 Ag	für Tafelgeräte (nach v. Nourry).

Hellgelb; von großer Festigkeit; VII. für Heißdampf- und Säureventile. (D. W. Kaiser, Röhren-Ind. **1914**. 162.) (Kr.; K.)

Nickelchromstahl s. Chromnickelstahl.

Nickelfarbige Legierung. 49 Cu, 23.1 Ni, 26.4 Zn, 0.5 Cd, 0.3 Mg und je 0.07 Al, Zinkasche, NH_4Cl und Phosphorbronze; weiß mit gelbem Stich; behält auch an der Luft bei 100° ihren Glanz; wie Neusilber verwendet. (Kr. nach M. Ekker und J. Krajesics, D.R.P. 123750.)

Nickelgußeisen, mit kleinem Ni-Zusatz, etwa 1%. (Motorship 9. 361 und S. A. des Nickelinformationsbüros Reihe B. Legiertes Gußeisen Nr. 4; E. Piwowarsky, Über nickel- und chromlegiertes Gußeisen.)

Nickelin. I 67.4 Cu, 32.6 Ni; II. 55.3 Cu, 31.1 Ni, 13 Zn, 0.4 Fe, 0.2 Pb (Analyse nach Thal); III. 68 Cu, 32 Ni; IV. 61.6 Cu, 18.5 Ni, 17.7 Zn; weißgrau; spez. el. Widerstand 0.33×10^{-4}; Temp.-Koeffizient 0.0003; Thermokraft gegen Cu 18 Mikrovolt für 1° (K. Baedeker, El. Erscheinungen in metall. Leitern, Braunschweig 1911, S. 46); zu el. Widerständen in Draht- oder Bandform. (Kr.)

Manchmal wird versilbertes Ni als Nickelin bezeichnet.

Nickelleg. Cu-Ni und Ni-Fe-Cr. (Illies, Gieß. 1924. **21**. 180, nach The Foundry.) Ferner:

	Ni	Cr	Fe	C	
I.	66	26	3	1.8	für Claudes N-Verf. H_B bis 800° 175—217
II.	73	17	8	1.5	für Claudes N-Verf. H_B bis 800° 175—217
III.	60.4	8.7	24.7	0.44	2.5 W, 1.8 Mn + 1.4 Rest;

III. bei 1000 Atm. und 550° nach 3300 st von H_2 noch nicht angegriffen. (St. E. 1922. **42**. 1915; Mech. Eng. **1922**. 734; Mem. Soc. Ing. Civ. France 1922. [8] **75**. 320.) — IV. Ni, Fe, Cu und bis 2 Al. (Duke, D.R.P. 247735; R. 114.) — V 45—65 Ni, 40—27 5 Cu, 5—10 Fe und 2.5—5 Al; gut polierfähig; chem. widerstandsfest. (Joyce, Engl. P. 8270/14; R. 114.)

Nickelmaschinenbronze 50 Cu, 25 Sn, 25 Ni; stahlartig mit rötlichem Stich; gut polierfähig, sehr hart, wenig dehnbar; sehr widerstandsfest gegen Atmosphärilien; besonders für Lager hoher Beanspruchung. Bei K, 20—25 φ 20—12, $K_b > 35$; besonders für dickwandige Gußstücke für sehr hohen Innendruck, z B. Hydraulikarmaturen. (Kr.)

Nickelmessing I. 54 1 Cu, 47.7 Zn, 1.5 Ni, 0.5 Fe, 0 1 Sn, 0.1 Pb; II. 50 Cu, 34.9 Zn, 15 Ni, 0.1 Al, gelb; III 50 Cu, 39 54 Zn, 10 Ni, 0 4 Fe, K_z 50; IV. 50 Cu, ∾ 40 Zn, 10 Ni, höchstens 0.5 Fe, höchstens 0.1 Pb; IV. für Dampfturbinenschaufeln (O Lasche, Z Ver. Ing. 1918. **62** 605) (K.) — V. 50.42 Cu, 42.9 Zn, 6.25 Ni, 0.17 Pb; VI 44.70 Cu, 44.10 Zn, 10.34 Ni, 0 21 Pb; VII. 39 65 Cu, 45 20 Zn, 14 75 Ni, 0.17 Pb. (F M. Ostroga, Rev. Mét 1925. **22**. 776, C. Hütt. **1926**. 174.)

Nickelmünzen (s. a. Scheidemünzenleg., Monelmetall und Kupfernickel) Alte österreichische 100 Ni; magn. Bieten, weil sie schwierig zu prägen sind, guten Schutz gegen Fälschung.

Nickelplatin 85—92 Pt, 8—15 Ni; weiß; für Haltedrähte der Glühlampen. (W. C Heraeus, D.R.P. 236713.)

Nickelplatinsilber. 91 Ag, 7 Pt, 2 Ni; schön weiß. (Rr.)

Nickelplatinzinn. Ni : Pt : Sn = I. 71.5 : 14.25 : 14.25; II. 83,33 : 8 33 : 8.33; III 86 55 : 0 45 : 13; IV. 90 1 : 0 9 : 9; für Fernrohre, Luxusgegenstände, Eßbestecke, wegen dauerhaften Glanzes und guter Haltbarkeit (Kr.)

Nickelschellenmetall. 81 2 Ni, 16 Sn, 1.7 Ag, 0.9 Pt; schön weiß.

Nickelsilber I Ag mit 6—7 oder 17—18 Ni; viel Ni erhöht K_z, vermindert φ. II. 56 Cu, 30 Zn, 14 Ni; eigentlich ein Neusilber (I: W B Price u P. Davidson, Ch. Met Eng 25; II: F. Orme, Engng. 1923. **115** 524.)

Nickelstahl (s. a. Eisennickel und Invarstahl). Mit 1—40 Ni; I gewöhnlicher 95 5 Fe, 3 Ni, 1 2 Mn, 0.3 C; II. Krupp für Panzerplatten 94.3 Fe, 3.5 Ni, 0.4 Mn, 0 2 C, 1.3 Cr, 0 2 Si, 0.1 Cu, Spuren S und P; III Krupp für Werkzeuge 78 5 Fe, 15 Ni, 5 Mn, 1 5 C Weißgrau; mit 35 7 Ni naturhart und mit sehr geringer thermischer Ausdehnung; mit 46 Ni als Ersatz für Pt in der Glühlampenfabrikation, $K_z \backsim 70$, $\varphi \backsim 40$; K_z der anderen je nach Härten und Anlassen 40—110, φ 6—35, ψ 40—70; mit 5—10 Ni alkalibeständig; im Tiegel, Elektro- oder Martin-Ofen hergestellt; Verw im Maschinen-, Kraftwagen- und Flugzeugbau, zu phys Instrumenten, Uhren, Panzerplatten, Kanonenrohren und neuerdings auch Brücken (Kr ; K.)

Nickeltantal. I 95—90 Ni, 5—10 Ta; II. 70 Ni, 30 Ta; weiß; Ta soll die mechan und chem Widerstandsfähigkeit des Ni verbessern (Siemens & Halske, D R P. 277242)

Nickelweißmetall (s a. Thermit). 87.9 Sn, 6 4 Sb, 4 5 Cu, 0.2 Ni. (Rss.)

Nickelwolfram I 91.5—89 W, 8—10 Ni und 0 5—1 Cu, Co oder Fe; ziehbar. (Siemens & Halske, D R P 239 587) — II. 50 W, 50 Ni; Legiermetall der Stahlfabrikation (K)

Nickelzirkon. 70—98 Ni, 30—2 Zr; weiß; stahlhart; widerstandsfest gegen Säuren, Alkalien, Oxd.; durch Guß gestaltbar. (D.R.P. 344172; Am P. 1 278 304.)

Nicu Cu-Ni-Leg der Nicu-Ges. Kanada. (Z. Met 1921. **13**. 290)

Niello s Tulasilber

Niellosilber. I. 75 Ag, 25 Cu, II 80 Ag, 20 Cu; III 90 Ag, 10 Cu. (Kr)

Nikrolog Cr-Ni-Leg. für el Heizdrähte von Walker & Sons, Walkerville, Kanada. (Z Met 1921 **13** 290.)

N-I-Leg. der Al -Ind. A G. Al-Leg.; weiß; D 2 96.

	Sandguß	Kokillenguß	geschmiedet	10 mm Blech hart	4 mm Blech hart
σ_f	9	9.5	8 9	28 8	33.1
K_z	12 4	17 4	27.3	31.8	35.6
φ	1.0	3.0	17 5	3.2	2.5

(H. Krause, Das Aluminium, Wien 1914)

Nippsachenbronze (s. a Kunst- und Statuenbronze) 78 5 Cu, 17 2 Zn, 2 9 Sn, 1.4 Pb; gelb. (K)

Nirosta (s. a V-3-M). Nichtrostender Chromnickelstahl der Friedr Krupp A G für Messer, Maschinenteile u ä

Nitorit Rein-Al-Guß, besonders für Armaturen, der Metallhütte Baer & Co , Rastatt (D R.P.)

Noheetmetall (tempered lead). 98.5 Pb, 1 5 Na; für Lager.

Nomag (oder No-Mag) Unmagn Gußeisen mit austenitischem Gefüge der Hollindwood Works, Manchester, für el Maschinen. Permeabilität 1 03 gegen 330 00 bei Grauguß; spez. el Widerstand 140 Mikrohm/cm³; wie Grauguß gießbar, aber auch schmiedbar und zäh; kleiner Temp -Koeffizient; kostet 1/5—1/2 mehr als Grauguß. (Foundry Trade J. 1922 **29** 439; Iron Coal **1922** 689; St. E. 1922 **42** 1886, 1916)

Notendruckplattenmetall (s a Letternmetall). 60 Pb, 34.6 Sn, 5.4 Sb; weißgrau (K.)

N.P.L.-Leg. Leichtleg des National Phys Labor., ähnlich der A-Leg. 76 5 Al, 20 Zn, 2.5 Cu, 0.5 Mn, 0 5 Mg. (Ch. Age 1921. **5** 514.)

Nürnberger Gold (s a Aluminiumgoldkupfer und Goldimitation) I. 90 Cu, 7 5 Al, 2 5 Au; goldgelb; für billige Schmucksachen und solche, die vergoldet werden sollen; II 89 Cu, 5 5 Ag, 5 5 Au; III. 94.6 Cu, 3 7 Au, 1.6 Ag, 0.1 Pb; IV. 90—97.8 Cu, 7 5—2 Al, 2.5—0 2 Au (Kr; K.)

Olpeametall 56.6 Cu, 39 9 Zn, 1.45 Fe, 0.8 Mn, 0.25 Al; $K_z \sim 44$, $\sigma_f \sim 23$ 5; wie Messing und die Ferrobronzen.

Olpea-Weißbronze. 88 Zn, 6.5 Sn, 3.5 Cu, 2 Pb, Spuren Sb.

d'Orcetsche Legierung. Wie Newtons Leg zusammengesetzt; 50 Bi, 31.3 Pb, 18.7 Sn; weiß; Schmp 93. (K.)

Ordinäres Messing Z B 71.9 Cu, 24 5 Zn, 2 Pb, 1 5 Sn; gelb; D $\sim$ 8 5; Schmp $\sim$ 950; zu Blech-, Draht- und Gußwaren. (K.)

Orëide (s. a französisches Gold). I. 90 Cu, 10 Zn; II 80 5 Cu, 14 5 Zn, 4 9 Sn, 0 1 Pb; III 68.2 Cu, 31 5 Zn, 0 3 Fe, Spur Sn; I. rotgelb, II. gelbrot, III. gelb; IV. 84 5 Cu, 15,5 Zn; wie Tombak und Messing verwendet. (Kr; K)

Orionmetall 42 1 Pb, 42.1 Bi, 15 8 Sn; für Klischees (L.-B.)

Ormistonmetall Al-Ni-Leg mit Cu, Sn und Pb; z. B. 90 Al, 3 Ni, 3 Cu, 3 Sn, 1 Pb weiß; D. $\sim$ Al; gut löt-, schneid- und bearbeitbar; von hoher K_z; el Leitfähigkeit 50% der des Cu (Ormiston Metal Comp. Ltd, Sydney; D R P. 272996; Röhrenind **1914**. 73; R 113)

Or moulu (s. a. Vergoldbronze). I. 58 Cu, 25 3 Zn, 16 7 Sn; II. 94 1 Cu, 5 9 Sn; III. 90 5 Cu, 3 Zn, 6 5 Sn; I gelb, II rotgelb, III. gelbrot; II für kleine, III. für große Stücke (Kr; K)

Oscillium (Oszillium) Silumin mit (nach H. Steudel) 0 5—0 8 Cu; $K_z \sim 20$, $\varphi \sim 3$, H_B 70; gute Dauerschlagfestigkeit (daher der Name), ähnlich wie bei der Deutschen Leg

Osmiumplatin 80—99 Pt, 1—20 Os (D.R.P. 239704.)

Osmiumplatinruthenium 40—60 Ru, 35—50 Os und 5—15 Pt; für Federnspitzen (D.R.P. 437173.)

Packfong (s a Neusilber). Z B. 40.4 Cu, 31 6 Ni, 25 4 Zn, 2 6 Fe; weiß mit Stich in gelb; wie Neusilber. (K)

Palau 80 Au, 20 Pd; Platinersatz, übertrifft Pt sogar in mancher Hinsicht (Ch Weekbl.; Met. Erz 1918 **15**. 169; Z. Met 1921 **13**. 291)

Palladiumlagermetall 39 7 Cu, 31 1 Au, 18 8 Ag, 10 4 Pd; gibt wenig Reibung auf Stahlachsen; zu Lagern feiner Uhren. (Kr)

Palladiumsilber I 90 Pd, 10 Ag; weiß; Schmp $\sim$ 1510; oxd sich nicht im Munde; für zahntechn Zwecke; II 98 Ag, 2 Pd; III. 95 Ag, 5 Pd oder mehr, wenn S-Verbb vorhanden sind; IV. 40 Ag, 60 Pd, zeigt gegen Ausfressen durch Funken den größten Widerstand II—IV. zu el Schaltern als Ersatz für Pt. (Werkzeugmaschine, 30 9. 1916; Z Ver Ing. 1916. **60** 973.) (Kr.)

Palorium. Au mit Metallen der Pt-Gruppe; Schmp 1310; Pt-Ersatz

Papenburger Zinkleg (Elefantenmarke). 93—91 Zn, 5—6 Cu, 2—3 Al; Ersatzbronze

Paraplatin (s. a Platinersatz). Ni mit Cr, Ag oder anderen metallischen Zusätzen, deren elektrochem. Verhalten die B. O_2-reicher säurebeständiger Oxyde und Anionen begünstigt, so daß Passivierbarkeit vorhanden ist (Z Met. 1921. **13**. 45)

Pariser Bronze. Ist Messing I 70 Cu, 25 Zn, 3 Pb, 2 Sn; II. 64.5 Cu, 32 4 Zn, 2.8 Pb, 0 3 Sn.
Pariser Maillechort I. 65 4 Cu, 16.8 Ni, 13 4 Zn, 3.4 Fe; II 66 9 Cu, 13.6 Zn, 9 3 Ni, 0.2 Fe (s. a Maillechort und Neusilber).
Pariser Metall 80 Cu, 16 Ni, 2 Sn, 1 Co, 0.5 Zn, 0.5 Fe; gelblich; wie Neusilber oder Messing verwendet. (K)
Pariser Tombak. I. 92 Cu, 8 Zn; II 97 8 Cu, 2.2 Zn; III. 99 Cu, 1 Zn.
Parkers Chromleg 60 Cu, 20 Sn, 10 Ni, 10 Cr; eine Neusilberart, bei der ein Teil des Ni durch Cr ersetzt ist
Parkers Leg 45 Cu, 40 Zn, 10 Ni, 5 Mn; ein Manganneusilber.
Parkes Legg I. Bronzeersatz: 65 Cu, 20 Mn, 10 Ni, 5 Zn; II. Silberersatz: 57 Cu, 20 Mn, 11.5 Zn, 6,5 Ni, 5 Fe
Parrs Chromnickelbronze (kurz „Parrs Leg."). I. 67 Ni, 18 Cr, 8 Cu, 3 W, 2 Al, 1 Mn und je 0.3 Ti, B, Si; II. 60 6 Ni, 21.1 Cr, 6 4 Cu, 4.7 Mo, 2.1 W, 1 Si, 1 Mn, 1.1 Al, 0 8 Fe (= Illium); III. 66.6 Ni, 18 Cr, 8.8 Cu, 3.3 W, 2 Al, 1 Mn Schön weiß; Schmp ∾ 1300; hoch saurefest; Platinersatz. (Z angew. Ch. **1916.** II. 318; R. 114.)
Parsonbronze. Eigentlich ein Sondermessing. I 58 Cu, 38 Zn, 1.7 Fe, 1 Al, 0 8 Mn, 0.5 Sn; II. 58 Cu, 38.5 Zn, 1 Sn, 1 Al, 1 Fe, 0.5 Mn. (R. 117.) Gelb; K_z 49.28; φ 13 8; ψ 11 9; σ_e 22 65; zu Schiffspropellern. Es werden 10 kg Cu. 1 kg 86proz Fe-Mn und 1 5 kg Eisenlochputzen unter Boraxdecke geschm, aus dem Ofen genommen, im Tiegel 1¼ Al zugerührt, zu dünnen Platten vergossen. Von dieser Vorleg. 13 75 kg mit 48 kg Cu geschm, 39 kg Zn und 0.5 kg Sn eingerührt und wieder zu dünnen Platten vergossen, die zum Gebrauch von neuem geschm. werden (D W Kaiser, Röhr-I **1914** 152)
Parsons Manganbronze Z B I. 58 Cu, 40 Zn, 1 Al, 1 Mn; II Cu mit Zn, 0 2—3 5 Al, 2 8—8 6 Mn (R 117, 118)
Parsons Weißmessing. 55 Cu, 45 Zn; weißgelb; D 8.1; Schmp 880; zu Knöpfen. (Kr)
Partinium (Viktoria-Aluminium) I 96 Al, 2.8 Sb, 0 8 W, 0.6 Cu, 0 2 Sn (Slacey); II. Al mit 3—7.5 Cu, 0.75—1.9 Sn, 0.04—0 1 W (R 127.) Weiß; D. 2 8; Schmp ∾ 700; gegossen K_z 15, gewalzt K_z 26 5, φ 15 2; für leichte Kraftwagenteile. (Slacey.)
Patentnickel. 75 0—75.5 Cu, 25.0—24 5 Ni; weiß; D ∾ 9 0; Widerstandsleg.; spez el Widerstand 0 33 × 10^{-4}; Temp.-Koeffizient 0 0002; Thermokraft gegen Cu 36 Mikrovolt für 1°. (K Baedecker, El Erscheinungen in metall Leitern, Braunschweig 1911 S. 46)
— -guß I 98 Ni, 1 Mn-Sn (10 %ig), 0 9 Sn, 0 1 Mg; II 98 Ni, 1.4 Sn, 0.5 Mn; weiß; zu gegossenen chem. App
Patronenmessing. 67—72 Cu, 33—28 Zn; für Bleche zum Ziehen der Patronenhülsen. (Kr; K)
Penna, R R 77 Cu, 15 Pb, 8 Sn; gelb; amer Lagermetall f Kraftwagen (K)
Percit. Hart- oder Schnellschnittleg., ähnlich Stellit (Z Met 1924 **16** 387, 1926 **18** 156.)
Perking Brass s Kolbenringmetall
Perlitgußeisen Etwa 3 25 C, 1 1 Si, 0.8 Mn, 0 4 P bis 0 25 S, normal 0 1—0.15 S; K_b 44—54, Durchbiegung 13—18 mm beim Normalbiegestab; K_z 28; H_B 164—176, A 0 4; Wechseldauerschlagzahl 60. (O. Bauer. Mitt Matprfg **1922.** H 6)
Permallon 80 Ni, 20 Fe; gut magn (J Frankl. I 1923. **195** 621; C. Benedicks, Tekn T. **1924** H 15, 19; Bergsvetenskap **4.** 25, 36.)
Perusilber (s a Drittelsilber) 66—40 Cu, 30—40 Ag, 5—30 Ni, 0—20 Zn. Z. B 65 3 Cu, 19 5 Zn, 13 Ni, 2 Ag, 0 1 Fe; wie Neusilber (L-B nach Bischoff, 272)

Pewter (s a. Britanniametall). I. 81.2 Sn, 5.7 Sb, 1.6 Cu, 11.5 Pb; II 89 3 Sn, 7.6 Sb, 1.8 Cu, 1 8 Pb oder Bi; III. 84.7 Sn, 1.7 Sb, 6.8 Cu, 6 8 Bi; wie Britanniametall. (Kr.; K.)

Phonix VK extra. Fe mit 11.88 Cr, 11.01 Ni, 1.91 W, 1.49 Si, 0.80 Mn, 0.42 C, 0.01 S, 0.006 P; nicht rostender, gut hitzebeständiger austenitischer Stahl, besonders für Auspuffventile.

Pholinsleg 77 Sn, 19.2 Sb, 3.8 Cu, Spur Hg; Lagermetall.

Phosphorbleibronze.

		Cu	Sn	Pb	P	Sonstiges	
nach Kühne	I	78.4	10.6	10.4	0.6		
	II	78	10.6	10.4	0.6	0.3 Ni	0.1 Fe
nach Lawroff	III	70	13	16	1		
	IV	90	4	5.5	0.5		
Pennsylv. Eisenb.	V.	79.7	10	9.5	0.8		(Kr.; K.)

Phosphorbronze. Wird erst seit etwa 60 Jahren hergestellt. 72—95 Cu, 4—12 Sn, bis 20 Zn, < 0 5 P (eigentlich nur Spuren); gelbrot bis gelb; D. ∾ 8.8; Schmp. 900—1000; von großer Festigkeit; K_z ∾ 40, Draht blank bis 140, geglüht bis 63; enthält weder Cu_2O noch Schlacken; Desoxd. mit P-Sn oder P-Cu; im Maschinenbau, wo besondere Festigkeit verlangt wird. (K)

		Cu	Sn	Zn	Pb	P
	I.	85.6	9.9	3.85	0.6	0.05
	weich II.	Rest	4—15	—	4—15	0.3—3
	hart III.	„	4—15	2—20	4—15	0.25—2
	„ IV.	75	8	17	—	Spur
für Achslager	„ V.	75	6	19	—	—
für Achslager	amer. gew. VI.	80	8	—	10	2 5%iges P-Zinn
für Achslager	amer. für starke Beanspr VII.	90	9	—	—	1 „
	engl. VIII.	79.2	10.2	—	9.6	1 „
	engl. IX.	76.8	8	—	15	0.2
	russ X.	93.7	5.8	0.3	—	0.2
	für Dampfschieber XI.	81.3	11	7.7	—	Spur
	„ Federn (amer.) XII.	95	4.5	—	—	0.5 5%iges P-Zinn
	für hydraulische Pressen XIII.	89	8	3	—	Spur

— **nach Künzel:** 85—90 Cu, 10—15 Sn mit 5, 7, 10 oder 15 %igem Phosphorkupfer; besonders für Lager und hydraulische Gußteile.

— **der Reichsbahn.** 83 Cu, 16 Sn, 1 Pb. (Werkstätteninspektion I, München.)

Phosphoreisen. I. 70 7 Fe, 25 6 P, 1.8 Si, 1.2 C, 0 7 Mn, aus dem Hochofen; II. 72.8 Fe, 24.5 P, 2.5 Si, Spur C, 0.1 Mn, 0 1 S, aus dem el. Ofen; weiß; Legiermetall (K.)

Phosphorkupfer. Bis 16 P; deutsch normal 84.4 Cu, ∾ 15 P, 0.4 C, Spur Sn u Al; amer. ∾ 90 Cu, ∾ 10 P; weiß; D. bei 15 P 6 8, 10 P 7.5, 8 27 P 7.7; Schmp ∾ 1020, ∾ 950, 707 (niedrigster); hart und spröde; oxd sich leicht an der Luft unter B. schöner Anlauffarben; durch Lösen von P in fl. Cu oder durch Verschm. von Cu mit $Ca_3(PO_4)_2$ und C sowie SiO_2 im Tiegel; als Desoxydationsmittel für Cu-Legg Für Kupferguß: Cu mit 0 1—0 5, selten bis 2 P. (L -B.; K)

Phosphorzinn. Bis 10 P; deutsch normal ∾ 90 Sn, ∾ 10 P; amer. norm. ∾ 95 Sn, ∾ 5 P; weiß; hart, spröde, grobkristsch ; Lösen von P in geschm. Sn; Desoxydationsmittel, besonders bei Bronzen. (L.-B.; K.)

Pierrots Lagermetall 83.3 Zn, 7.6 Sn, 3 Pb, 2.3 Cu, 3.8 Sb; weiß (L.-B.)

Pinchbeak I. 88 8 Cu, 11.2 Zn; dunkel; D 8 7; Schmp 1030. II. 93 6 Cu, 6 4 Zn; goldähnlich; D. 8 8; Schmp. 1050; sehr dehnbar; gut an trockener Luft haltbar. Durch V. d. M oder durch Verschm von (I.) 1 Messing, 2 Cu, (II) 0 7 Messing, 1 28 Cu, 0 7 Zn; zu Schmuckgegenständen, Gebrauchswaren und dünnem Blech verarbeitet III. 63 Cu, 37 Zn. (Kr)

Pioneer Metal Säurebeständig (Ir. A **177.** Nr. 222; Gieß. Z. **1927.** 261.)

Pladuram Ist Wolfram

Plasto Resist (Ekert). Dichtungspackung aus Ni, Pb, W u. Cu (D R.P. 424970; Engl P. 228449.)

Platimid s. Goldeisennickelplatin

Platina (s a Platine) 53 5 Zn, 46.5 Cu; weiß; D. ∾ 8 1; Schmp ∾ 850; zu Knöpfen (K.)

Platinamalgam. Weiß; techn. nur mit Ag- und Au-Amalgam zu Zahnplomben (K)

Platinbronze (s a Nickelschellenmetall).

	I	II.	III.	IV.	V
Ni	90 1	81 3	86 5	71 3	31 6
Sn	9	16 3	13 1	14 3	—
Pt	0 9	0.8	0 4	14 3	5.3
Sonst	—	1.6 Ag	—	—	63.1 Messing (63 Cu)
Verw für.	Eßgerate	Schellen	Luxusggst.	Fernrohre	Schmuck

Weiß; sehr hart; gut an der Luft haltbar, Politur auch durch Seewasser nicht beeinträchtigt (Kr.; K)

Platine I 80 Zn, 20 Cu; II 57 Zn, 43 Cu; weiß; D ∾ 7.6 und 8, Schmp. ∾ 700 u 840; I durch Verschm von 33 Messing mit 67 Zn; zu Knopfen (Kr; K.)

Platine aux Titre (s a Platinsilber) 65—82 5 Ag, 35—17.5 Pt. (Kr.)

Platinersatz (s. a Borchersmetall, Eldreddraht, Palau, Palladiumsilber, Paraplatin, Platinid, Platino, Tinial usw) I 70 Au, 25 Al, 5 Pt; II. 67 5 Au, 25 Al, 7 5 Pt; III 70 Au, 25 Al, 5 Ni; für el. Kontakte, für die auch Ag oder Ni, neuerdings W verwendet wird; IV 75—85 Au, 10—18 Ni, 2—9 Zn, soll in Kanada gebräuchlich sein (Ch Z; Der Weltmarkt 1919 **7.** 694; Z. Met 1921 **13.** 291); V. Au-Pd; VI Co-Cr; VII Cr-Ni VIII Fe-Ni (Ch Weekbl; Met. Erz 1918 **16.** 169); IX 60 65 Ni, 21 07 Cr, 6.42 Cu, 4.67 Mo, 2.13 W, 1 09 Al, 1 04 Si, 0 76 Fe, 0.38 Mn (Parr, Z Ver. Ing 1916 **60.** 1108) (K)

Platinid Pt + Ni neben andern Metallen; für chem Geräte und Uhrenteile I 60 Pt, 35 Ni, 3 Fe, 2 Au; II. 50—60 Pt, 20—30 Ni, 10—20 Cu, je 1—2 Co, W und Zn; III 60—70 Pt, 10—20 Cu, 10—20 Ni, je 1—2 Cd, Co und W (Kr)

Platinitstahl ∾ 46 Ni, 53 2 Fe, 0.1—0 4 C, 0 3 Mn, 0 1 Si, Spuren S, P, Al; naturhart, K_z 60—70, φ 35—45; zum Ersatz von Pt für Einschmelzdrähte bei Glühlampen. (K)

Platinmessing 66 6 Cu, 29 2 Pt, 4 2 Zn; wie Platinbronze, meist zu teuer (K)

Platino 89 Au, 11 Pt; $H_2SO_4 + HNO_3$ greifen an, sonst als Pt-Ersatz (Z Met 1921 **13.** 291.)

Platinoid (auch Platinid) I. 54 Cu, 24 8 Ni, 20 4 Zn, 0 5 Fe, 0 15 Pb, 0 15 Mn; II 60 Cu, 14 Ni, 25 Zn, 1 W; weiß; zur Nachahmung von Silber, wie Neusilber (Kr; II nach Gén **55.** 87) — III 60 Cu, 24 Zn, 14 Ni, 2 W; für Einschmelzdrähte bei Glühlampen. (C. H Weber, Die el Metallfadenlampen, Leipzig 1914, S 383) — IV. 60 Pt, 35 Ni, 3 Fe, 2 Au (Ledebur.)

Platinor Mit wechselndem Gehalt an Ag, Pt, Cu, Zn, Ni; z B 56 3 (57) Cu, 18 2 (18) Pt, 9 1 (10) Ag, 9 1 (9) Ni, 7 3 (6) Zn; goldgelb; Schm von Messing mit Pt-Mohr im Knallgasgebläse; in der Zahntechnik und für Schmuck (Kr)

Platinradium. Die Legg nach A Fischer (Wien) sollen zehnmal so wirksame

„Points" liefern als bisherige Ra-Bestrahlungsröhrchen. (Naturf.- und Ärzte-Tagung, Hamburg 1928.)

Platinrhodium. 90 Pt, 10 Rh; Schmp. ∾ 1800; sehr widerstandsfest gegen chem Agentien; zu Thermoelementen, im Le Chatelierschen gegen Pt-Draht. (L -B.)

Platinsilber (s. a. Kupferplatinsilber). Z. B 66.7 Pt, 33.3 Ag; 17—35 Pt, 83—65 Ag, Schmp. ∾ 1200; härter, aber spröder als reines Pt; für zahntechn. Zwecke, zu Schreibfedern und Schmucksachen, besonders feinen Ketten. (Kr.; L.-B.)

Platinstahl (s a. Eisenplatin; V-2-A-Stahl). 0.5—1.4 Pt, Rest Fe mit C; stahlgrau; sehr hart; zu Schneidwerkzeugen, infolge des hohen Preises von untergeordneter Bedeutung (Kr.)

Platinwolfram. 40—80 W, 60—20 Pt. (Weintraub, Am. P. 1096655.)

Ponsardleg I. 52.2 Cu, 34.8 Ferromangan, 13 Sn; II. 54.5 Cu, 36.3 Ferromangan, 9 2 Sn; zu Lagerschalen und Armaturen.

Popes Island Metall. 68.5 Cu, 17.9 Ni, 12.8 Zn, 0.8 Fe; silberweiß. (Kr.)

Potin. Ist Messing; benutzt wie dieses.

— gris. 70 Cu, 26 Zn, 3 Pb, 1 Sn

— jaune. 71.9 Cu, 24.9 Zn, 2 Pb, 1.2 Sn; gelb; D. ∾ 8.4; Schmp. ∾ 950. (Kr)

Prechtls Messinglot. I. 53.3 Cu, 43.1 Zn, 1.3 Sn, 0.3 Pb; gelb; strengfl. II 44.6 Cu, 50.9 Zn, 3.3 Sn, 1.2 Pb; halbweiß; leichtfl. III. 57.4 Cu, 28 Zn, 14.6 Sn; weiß; sehr leichtfl. Zum Hartlöten von Messing. (Kr.)

Princesmetall (s. a. Messing und Rotguß). Auch Prince Ruppertsmetall nach Prinz Rupprecht von der Pfalz, der es nach J. J. Becher (1682) um 1670 erfunden hat. (O. Vogel, St. E. 1918. 38. 1102; Z. Ver. Ing. 1918. 62. 930.)

	I.	II.	III.	IV.
Cu	83	75.7	67.2	60.8
Zn	17	24.3	32.8	39.2
Farbe	orangerot	orange	goldgelb	gelb
D. ∾	8.6	8.5	8.4	8.3
Schmp. ∾	1000	970	940	900

Wie Messing und Rotguß. (Kr.; K)

Prinseps Legierungen.

Ag	Au	Schmp.	Au	Pt	Schmp.	Au	Pt	Schmp.
100	—	954	100	—	1075	45	55	1420
80	20	975	95	5	1100	40	60	1460
60	40	995	90	10	1130	35	65	1495
40	60	1020	85	15	1160	30	70	1535
20	80	1045	80	20	1190	25	75	1570
—	100	1075	75	25	1220	20	80	1610
			70	30	1255	15	85	1650
			65	35	1285	10	90	1690
			60	40	1320	5	95	1730
			55	45	1350	—	100	1775
			50	50	1385			

Prinzmetall (s a. Princesmetall) 45—80 Cu, 55—20 Zn; für Knöpfe, Teekannen, Leuchter usw

Progreßstahl. 98 71 Fe. 0 74 C, 0 25 Mn. 0.20 Si, 0 12 Cu, 0.012 S, 0 010 P; für Werkzeuge. (Name Markenbezeichnung.)

Propellerleg. Ein Sondermessing, sog. Manganbronze. — I (hart): 55.5 Cu, 39 Zn, 4.5 Mn, 0.8 Fe, 0.3 Al; K_z 59; φ 15; σ_e 20; ψ 18; Biegewinkel 63°.

II (weicher): 52 75 Cu, 39 Zn, 3 Mn, 2 Ni, 0 25 Al; K_z 47—48; φ 21.5; ψ 18; Biegewinkel 180° — Für I. 29.2 Cu, 64.56 80% Fe-Mn geschm., etwas abgekühlt, mit 6 25 Al versetzt und zu dünnen Platten vergossen; 8.5 Tle. dieser Vorleg. zu 52 Cu und 40 Zn zulegiert und direkt vergossen Für II 30 Fe (Lochputzen) geschm, 42 2 Ni und 23 Cu zugegeben, gut gerührt, nach einigem Abkühlen 5 Al zugefügt und zu Platten vergossen; in einem kleinen Tiegel 5 Tle. dieser Vorleg geschm, 4 Tle. 80%iges Fe-Mn zugesetzt, in großem Tiegel 51 Cu, 40 Zn geschm., den Inhalt des kleinen Tiegels fl zugegeben, direkt vergossen. (D. W Kaiser, Röhr-I. **1918.** 162.)

Proplatinum 72 Ni, 23.6 Ag, 3 7 Bi, 0 7 Au; weiß; an Stelle von Pt zu el. Apparaten (Kr nach C. Birmingham.)

P-R-R-Waggonmessing I. 75.7 Cu, 14.6 Sn, 9 7 Pb; II. 77 Cu, 15 Pb, 8 Sn; für Lager. (Rss.)

Pyritol. Ein Klischiermetall

Pyrometer-Leg 80 Ag, 20 Cu, Schmp. 850; 95 Ag, 5 Cu, Schmp 900; 40 Ag, 60 Au, Schmp 1020; 5 Pt, 95 Au, Schmp 1100; 95 Pt, 5 Au, Schmp 1730; früher zu Temp-Bestt. für keramische Zwecke. (S. Prinseps Legg.)

Pyrophore Legg (Funkenzündende Cereisenlegg) Z. B. 30 Ce, Rest Fe, auch andere Zusätze; oxd sich leicht an feuchter Luft und verbrennt leicht; zu Feuerzeugen (Kr; H Kellermann. Die Ceritmetalle und ihre pyrophoren Legg, Halle 1912; B Simmersbach, Ch. Z 1921 **45** 577) — Nach J. S Halle (Magie, Wien 1785. 200) erhält man durch Verschm von Spießglanz mit doppelt so viel Eisenstücken eine Leg, die beim Anfeilen Funken sprüht, die sogar Papier entzünden. Diese und Réaumurs Leg. sind als Vorlaufer der Zündlegg zu betrachten.

Quecksilberlagermetall (franz. Nahuk) I. 88.3 Sn, 6 2 Hg, 4 Cu, 0.3 Pb, 0.1 Zn, 0 1 Fe, Spur Bi; weiß; für Lager II. 92.15 Sn, 6.28 Hg, 1.57 Cu III. 89 8 Sn, 6 12 Hg, 4 08 Cu; Schmp. 224. Für II 13 Tle. Vorleg. 96 Sn + 9 Cu fl. zu 54 Sn gesetzt, abgekühlt, bis ein Fichtenholzstab von 25 × 50 mm nicht mehr zu brennen beginnt, Hg zugegeben, unter einer Ölschicht in eiserne Kokillen vergossen. Für III. 15 Tle. Vorleg. 90 Sn + 24 Cu fl. zu 54 Sn gesetzt und, wie bei II, 4.5 Hg zugegeben. (K.; D. W. Kaiser, Röhr.-I. **1914.** 164; R. Förg, Int Z Met. 1916. **8.** 68.)

Quecksilberlegg s. die betr. Metallamalgame.

Queens Metall (s a Britanniametall) 88.5 Sn, 7 1 Sb, 3.5 Cu, 0 9 Zn; weiß; wie Britanniametall (Kr)

Rakelleg. nach Vogt (s a. Maschinenbronze). 87 5 Cu, 10 5 Bi, 1 Pb, 1 Fe; rotgelb (K)

Randolfmetall Ersatzmetall für Zahntechnik. (Met B 1923 **13** 748)

Rapidleg. Lagerweißmetall 72 2 Sn, 26 5 Zn, 1 3 Cu; weiß; Schmp ∾ 280; für Büchsen von Stevenrohren; Vorleg. 80 Sn + 20 Cu in eisernen Kokillen zu dünnen Platten vergossen, 6.5 davon zu 67 Sn und 26 5 Zn, direkt zu Wellenrohrbüchsen usw vergossen (D. W Kaiser, Röhr.-I. **1914.** 163.)

R E 2 Chromnickelstahl für Einsatzhärtung; etwa 3 6 Ni, 0.9 Cr, 0 14 C, 0 35 Si, 0.55 Mn, 0 015 P, 0 026 S

Reactal Hitzebeständiger Guß aus Sheffield.

Réaumurs Leg (s. a. Antimoneisen) 70 Sb, 30 Fe; weißgrau; D ∾ 7; Schmp ∾ 1000 (K.)

Reflektorenleg (s. a Spiegelmetall) 65 Cu, 31 Sn, 4 Ni

Regelmetall (Regelweißmetall) Zinnlagermetall 80 Sn, 15 Sb, 5 Cu, weiß. — der Reichsbahn 83 Sn, 11 Sb, 6 Cu.

Regınametall. 73.3 Sn, 8 9 Pb, 8.9 Sb, 8.9 Bi. (Ghersi.)
Reichsbronze 85.1 Cu. 7.5 Fe, 6.6 Al, 0.5 Mn, 0.2 Pb, 0.1 Sn; wie Rotguß und Bronze verwendet; walzbar; gewalzt K_z 55—60, $\varphi > 15$ — Auch eine Art Deltametall. (K.)
Reingoldleg. 78 Cu, 22 Zn; ist Tombak.
Remanit. Rostfreies Stahlblech vom Crefelder Stahlwerk. 15 Cr, 0.7—1 Ni, 0.44 Si, 0.35 Mn, 0.35 C, 0.0012 P, 0.0011 S, Rest Fe.
Resistal Rostfreier Stahl der Crucible Steel Co. Marken Nr. 4 f y, Nr. 7 p z, Nr. 8 h a a. Mit 5—27.5 Cr, 65—45 Fe, 22--36 Ni, 1.25—3.25 Si, 0.15—0.70 C.
Resistin s. Resistinbronze.
Resistinbronze nach G. Lunge. I 86.5 Cu, 11.7 Mn, 1.8 Fe; II. 84.2 Cu, 13 5 Mn, 1.9 Fe, 0.2 Si, 0.1 Sn, 0.1 Pb; gelbgrau; wie Rotguß und Manganbronze benutzt. Von Hartmann & Braun A.G. für el. Widerstände verwendet; el. Widerstand 5.15 ± 0.02 Ohm/mm.m²; K_z 60—65; Temp.-Koeffizient 0.000008; E 13 050 ± 200. (K.; E. Lax, Z. Met. 1921. **13.** 75.)
Rezital. Unmagn., gegen Flammengase, Säuren und Rost beständiger Stahl; gut bearbeitbar, durch Wärmebehandlung hart und widerstandsfähig. (Ch. Met. Eng. 1921. **25.** 797.)
Rheostatin. Widerstandsmaterial von C. Schniewindt & Co., Neuenrade i. W. Spez. el. Widerstand 0.49. (Meßtechnik **1927.** Heft 10, Annoncenseite XV.)
Rhotanium. 90—60 Au, Rest Pd, zuweilen etwas Rh oder Ag; Farbe teilweise wie Pt; D. 18.5—16.0; Schmp. ∾ 1450; Zugfestigkeit und el. Leitfähigkeit ähnlich wie Pt, Temp.-Koeffizient niedriger; Pt-Ersatz. (F. A. Fahrenwald, J. Ind. Eng. Ch. 1917. **9.** 590.)
Richardsbronze. 55—56 Cu, 42 Zn, 1—2 Al, 1 Fe.
RLS. Mangannickelstahl.
Romametall. 58.7 Cu, 40.7 Zn, 0.4 Pb, 0.2 Al, Spur Fe; gelb; D. ∼ 8.3; Schmp. ∾ 900; K_z 41, φ 30; wie gutes Messing verwendet. (Guillet, 696.)
Romanium. 97 Al, 2 Ni, 0 3 Cu, 0.3 Sb, 0.2 Sn, 0.2 W; weiß; D. ∾ 2.8; für Kraftwagenmotorengehäuse und Gußkonstruktionsteile. (Stacey, Gén. **55.** 78, 87.)
Rosein. 40 Ni, 30 Al, 20 Sn, 10 Au, Ag oder Cu; weiß; zu Juwelierarbeiten. (Kr.; H. Krause, Al, Leipzig-Wien 1914.)
Roses Metall. I. 50 Bi, 25 Sn, 25 Pb; II. 42.1 Bi, 15.8 Sn, 42.1 Pb; weiß; Schmp. I. 95, II 79; wie die leichtfl. Legg. verwendet. (Kr.)
Rostfreies Eisen. Z. B. Fe mit 16—17 Cr, 0.5—0.75 Si, 0.3—0.4 Mn, 0.05—0.1 C (C. Hütt. **1928.** 65.) Siehe S. 228.
Rostfreie Stähle (s. a. nichtrostende Stähle). Z. B. Fe mit 12—14 Cr, 0.7 bis 1.0 Si, 0.25—0.4 Mn, 0 2—0.3 C, auch Ni (C. Hütt. **1928.** 65). Meist mit 8—25 Cr; am besten 11—15 Cr, 0 4—0.8 C und außer Mn und Si noch Ni, Co, Mo oder W; stahlgrau; D. ∾ 7.5—8 (Monypenny-Schafer, Rostfreie Stähle, Berlin 1928); Schmp. ∾ 1500; σ_e ∾ 81, K_z ∾ 140, φ ∼ 2—3; für chirurgische Instrumente, Messer, besonders Obstmesser, Bestecke, Äxte, Sägen, Pumpenachsen, Schiffsschrauben, Gasmaschinenteile, besonders Auspuffventile, Gebißplatten usw (Rev mın **1921.** 653; B. Strauß, St. E. 1918 **38.** 1814; O. Neuß. Beiträge zur Metallurgie usw., Dresden-Leipzig 1921; M. v. Schwarz, Fortschr. Techn. **1921.** Nr. 36.)
Rostschutzleg. für Stahl und Eisen. 65 Pb, 33 Al, 0.7 Sb, 0.7 Sn. (W. Hacker, Werkz Masch. **1922.** 41.)
Rotguß (s. a. Tombak). Einheitsrotguß s. Normenblatt (S. 158); vgl. Maschinenbronze. 82—89 Cu, 11—18 Zn, manchmal noch bis 0.6 Mn; rotgelb; D ∼ 8.5 bis 8 6; Schmp. 1000—1040; K_z 16—18; φ 10—5; K_b 35—40; mittelharter Rotguß (Maschinenbronze mit etwas Sn) K_z 18—20; φ 15—10; K_b 38—45; im Gewerbe und Maschinenbau zu Lagern viel verwendet (Kr; K.; L.-B)

ssing s Tombak.
t Si-haltige Cu-Leg D. ∾ 7; Schmp 962—812; H_B ∾ 150; gut korsbeständig. (W Dennecke, Korr. 1926. **1** 13, 1927 **3.** 22; Apparate-925. **37** 253.)
etti 72 Zn, 21 Sn, 7 Cu; für Trinkgefäße
ronze (s a. Kupferzink) I 39 1 Cu, 34 4 Fe, 18 1 Ni, 8.4 Al (Cu_3Fe_3NiAl); 3 2 Cu, 29.1 Fe, 30 6 Ni, 7.1 Al ($Cu_2Fe_2Ni_2Al$); gelb; K_z ∾ 44, φ ge-ı 28, geschmiedet 32; gut widerstandsfest gegen Atmosphärilien und Seewasser; wie hochwertige Bronze im Maschinen- und Schiffbau. Allg D Metallwerk Oberschönweide hergestellt (Z. öst Ing Arch V. 356; L.-B)
n: W 1, W 2, H 1, H 2; alle Cu + Zn mit veredelnden patentierten Zu-(9, 6, 11, etwa 8 %) von Al, Fe, Mn und Ni Festigkeitseigenschaften:

Farbe ronzeton	D	L_{sch}	gegossen K_z	φ	H_B	Biegewinkel °	gepreßt K_z	φ	H_B	Biegewinkel °
heller	8 3	1 8	45—55	35—20	80—100	150—180	50—60	35—25	100—110	160—180
—	8 24	1.8	45—55	28—18	100—110	130—160	50—60	32—22	110—120	160—180
—	8.15	1 8	40—50	25—15	95—105	100—180	45—55	30—20	105—115	130—150
heller	8 2	1 8	55—70	18—8	150—160	50—75	65—75	22—12	170—190	75—90
albheller	8 1	1.9	55—65	18—8	140—150	50—75	60—75	25—15	150—170	75—90
albheller	8.26	1 6	45—55	20—10	130—140	80—100	50—65	25—15	140—160	150—180
heller	8.3	1.6	45—55	30—20	90—100	120—160	50—60	35—25	100—115	150—180
heller	8 3	1.4	45—55	25—17	100—120	120—150	50—60	30—20	120—130	150—180
heller	8 3	1.4	45—50	30—18	90—100	120—140	55—60	30—25	100—110	160—180

festigkeit Marke W 1 bei

	20 °	200 °	300 °	500 °:
σ_f	30—35	18.2	15 3	8.9
K_z	53.0	43.3	31.9	19.7
φ	35.1	40.5	48 5	56.6
Biegewinkel °	180	180	180	180

iegeschwingungen Marke $\frac{W1}{H2}$ zulässige Spannung $\frac{9.5}{8.0}$, E $\frac{10560}{9890}$; zu-
Spannung bei Verdrehungsschwingungen $\frac{4.75}{4\,00}$. — Gewichtsabnahme V2 in 49.2 %igem NH_4OH und 3 4 %iger H_2SO_4 in 500 st 0.500 g; en Cu 5 950 g und Bleibronze (88.0 Cu, 7 33 Sn, 4 52 Pb, 0.09 P) 4.390 g J Pintsch).
ietall nach Badermann I 55 Cu, 40 Zn und 5% Sonderleg; II 51 Cu, ı, 5 % Sonderleg und 4 Ferromangan; gelb; durch V d M mit einer ierten Sonderleg aus Ni + Fe + Mn; im Maschinenbau wie Messing oder e und zu Propellern. (K)
Silber s Argent Ruolz
ss Steel s Carpenters Rustless

este Bronze I 82 Cu, 8 Pb, 8 Sn, 2 Zn; II 75 Cu, 20 Zn, 3 Pb, III 74.5 Cu, 15 Pb, 10 Sn, 0 5 Phosphorkupfer (15 % P); IV 89.5 Cu, , 0 5 Mn-Cu (30 %ig); gelb; widersteht gut H_2SO_4, nicht HNO_3. Zu Arma- und Geraten für Papierfabriken; II für Ventile mit über 3 mm Wand-; III gegen H_2SO_4 haltige Grubenwasser beständig (Ki ; II. und III. ckers, Foundry 1921. **49** 655; IV Foundry **51.** 154) — V. Cu mit ∾ 10 Al, 1 Mn, 1 Fe, bis 0 1 Zn, Spuren Si und Sn; goldgelb; D ∾ 7 65; ge-ı K_z bis 50, φ 22; gehärtet K_z 70, φ 10. (R 118.)

Säurefeste Legg, andere (s. a. Borchers-, Kobalt-, Silicium-Legg. usw.). I 78 Ni, 20 Cu, 2 W; II 50 Ni, 45 Cu, 5 W; III. 75 Ni, 15 Cu, 10 W; weiß; hoher el. Widerstand; gut bearbeitbar; Erweichungspunkt 1140. (Met. Erz 1917. **14.** 21, 36, 37.) — IV. der Pioneer Alloy Products Co, Cleveland: 35 Ni, 25 Cr, 30—35 Fe, 0.2—0.3 C, etwas Zr und 0.5 Fe-Si zur Desoxd.; K_z gegossen 52, geschmiedet 77. (Ir. A. 1926. **117.** 1577; Korr **1926.** 200.) – V. bis 80 Fe, bis 25 Ti, bis 30 Cr und 10 Al + Si. (Clement, Am. P. 1389097; R. 106.) — VI. 35—55 Mn, Cu und gegebenenfalls geringe Mengen Sn, Zn, Ni, Fe und C; zweckmäßig oberhalb 750° geglüht und abgeschreckt. (Electro Metallurgical Co. West-Virginia; Am. P. 1657957.) Weitere Angaben: Z. Met. 1926. **18.** Heft 12; L. J Tungay (Acid-Resistent Metals, London 1925).

Säuremessing (kurz S-Metall) 49.47 Cu, 47.61 Zn, 1.67 Mn, 0 92 Fe, 0.23 Al; P, Sn und Ni fehlen. (H. Wangner, Metalltuchfabrik, Reutlingen.)

Samlegierung. 68 Fe, 12.9 Mn, 10.2 Si, 5.8 Al, 2.6 C, 0.3 Cu, 0.2 P, Spur S; weißgrau; Legiermetall. (K.)

Saxonia-Bronze. 87.8—83.8 Zn, 6—8 Cu, 3—5 Sn, 2.5 Pb, 0.7 Sb.

Schakdo (Schakudo, auch Skakdo, Shaku-do). 90—99 Cu, 1—10 Au, oft auch Sb-haltig; z. B. 90 Cu, 10 Au; hochrot; durch Beizen mit $CuSO_4$-, Alaun- und Grünspanlsg. blauschwarz; in Japan viel zu Schmuck- und Gebrauchsgegenständen verarbeitet. (L.-B.; D. 1867. **183.** 289; Metallarb. **1890.** 766.)

Schakudo s. Schakdo.

Scheidemünzen-Leg. Normal 75 Cu, 25 Ni; schweiz. 20 Cts. 50 Cu, 25 Ni, 10 Zn, 15 Ag; 10 Cts 55 Cu, 25 Ni, 10 Zn, 10 Ag; 5 Cts 50 Cu, 25 Ni, 10 Zn, 5 Ag; jetzt vielfach 92 Cu, 8 Al; gelbweiß. (K.)

Schellenmetall (s. a. Glockenmetall).

I. 84.5 Cu, 15.4 Sn, 0.1 Sb; gelb; D. ∾ 8.8; Schmp. ∾ 930;
II. 83 2 „ , 16.8 „ , Spur Pb; „ ; „ 8.8; „ 920;
III. 79.9 „ , 20.1 „ , „ „ ; „ ; „ 8.8; „ 870;

zu Schellen und kleinen Glocken. (K.)

Schibuschi (Scibusci). 50—70 Cu, 30—50 Ag; durch Beizen mit Lsgg. von $CuSO_4$, Alaun und Grünspan mattgrau; in Japan viel zu Kunstgegenständen und Waffenschmuck. (Kr.; L.-B.)

Schiffsbeschlägemetall (s. a. Admiralitätsleg., Aichmetall, Bronze, Rotguß, Marinemessing, Seewasserbeständige Bronze).

I 66 Cu, 34 Zn; gelb; D. ∾ 8.3; Schmp. ∾ 930;
II. 94 „ , 6 Sn; rotgelb; „ 8.8; „ 1030;
III. 95.5 „ , 4.5 „ ; rot; „ 8.8; „ 1040. (K.)

Schlaglot (s. a. Hartlot). Nach Volk 53.3 Cu, 46.7 Zn; gelbweiß; D ∾ 8 2; Schmp ∾ 880; Hartlot. Vgl. DIN, S. 189. (Kr.)

Schmelzsicherungslegg. I. Streifen für bis 1000 Amp. mit 50 Pb, 50 Sn (E. H. Schulz, Mitt Vers.-Anst Dortmunder Union 1925. 1. 184.) — II. Drähte für hohe Stromstärken mit 50 Ag, 50 Cu.

Schmiedbarer Guß Ist Temperguß oder Mitisguß (Weicheisenguß).

Schmiedbares Messing (s a Aich- und Muntz-Metall) Allgemein 58—62 Cu, 42—38 Zn; z. B. 60 Cu, 40 Zn; auch 57 Cu, 43 Zn (frei von Sn und Pb) oder (russ) 53.5 Cu, 42 Zn, 4.5 Mn (s. a. Manganmessing); gelb; D. ∾ 8 2; Schmp ∾ 900; in Rotglut gut schmied- und walzbar; zu Medaillen, Blech, Draht usw , jetzt viel für Heißpreßteile.

Von Muntz zuerst erzeugt und patentiert

Schmiedeisenguß Ist Mitis-, Tiegelflußeisen-, Flexilisguß. K_z 35—40; φ 20—15; zäh und fest; besser als Temperguß; Ersatz für kleine, komplizierte Schmiedestücke, bei eiligem Bedarf für Stahlguß.

Schnellot (s a. Normenblatt, S. 238) I. 50 Sn, 50 Pb; II 33.3 Sn, 66.7 Pb; III. 63 Sn, 37 Pb (Sickerlot); IV 71.3 Sn, 28 7 Pb; weiß; D ∾ 8.9, 9 6, 8.3, 8.1; Schmp ∾ 220, 260, 181, 185; nach K Heine für PbSn 185, $PbSn_2$ 181, Pb_2Sn 224; mit über 50 Sn ist beim Biegen das Sn-Geschrei noch zu hören; III das am meisten angewendete Weichlot (Kr.)

Der Sn-Gehalt läßt sich nach dem SG ermitteln (Zinnwage von V. Slotosch u. Co. in Enkheim bei Frankfurt a M. und C Bauer in München, Frauenstr. 19). Vgl. M. v Schwarz (Met **1917** 21, Bayer. Ind G 1918. **104** 61).

Schnellschnittleg (s a Akrit, Celsit, Stellit, Walters Hartmetall, Widia u a) I 71 Ni, 12 W, 7 5 Al, 6 1 Zr, 3.4 Si (D.R P. 355497); II. 75 5 Ni, 7 W, 7 7 Al, 6 3 Zr, 3.5 Si; III 78 Ni, 4 W, 7 9 Al, 6.5 Zr, 3.6 Si; IV. 81 Ni, 8 4 Al, 6 8 Zr, 3.8 Si; V 44.8 Fe, 26 Cu, 16 7 Ni, 12.5 Al. (I.—IV. nach Cooper; V nach Duke; R 123)

Schnellstahl (Schnellarbeitstahl). Stahl mit meist Cr und W, oder Mo und Co (z. B. Ch. Met Eng. **1922** 593).

Schraubenmuttermetall (s. a Maschinenbronze). Deutsch 86.6 Cu, 9 7 Sn, 2.7 Zn, gelbrot; franz 90 3 Cu, 9 6 Sn, 0.1 Pb, Spur Fe, rotgelb (K)

Schriftgießermetall s Letternmetall, Schriftmetall.

Schriftmetall (s a. Letternmetall)

I.	75 Pb	23 Sb	2 Sn	zu Lettern;
II	60 „	25 „	15 „	zu Lettern;
III.	82 „	14.8 „	3 2 „	für Stereotypplatten;

weißgrau; D ∾ 10; Schmp ∾ 340 (L-B)

Schrotmetall Bis 2 As u 2 Sb, Rest Pb; engl 99 Pb, 1 As; franz 99 2 bis 99.7 Pb, 0 3—0 8 As, oder 99 8 Pb, 0.2 As; bleigrau; D. ∾ 11 3; Schmp. ∾ 320; zu Flintenschrot (Kr.)

Schweißlot für Al. Cu, Fe, Si, Al, Pb, Zn. Man gibt zu geschm Cu, Fe und Si in Weißglut Al, dann Pb + Zn, oder schm. schon einen Teil des Al vorher mit den ersten Anteilen. (D.R P. 340294.)

Schweißstabe der Am. Welding Co. für el Schweißen von:

Messing: 60—70 Cu, 40—30 Zn, Fe unter 0.06—0 10;
Manganbronzen: I. 61—57 Cu, 37—41 Zn, 1 35—1 65 Al, 0 3—0.5 Mn, 0.05—0.15 andere Elemente.
„ II. 61—57 Cu, 37—41 Zn, 0 5—1 0 Fe, andere Elemente bis 1 %,
Kupfer: I. 0.03—0.06 P, Verunreinigungen bis 0 4, Rest Cu;
„ II 0 8—1.2 Si, Verunreinigungen bis 0 4, Rest Cu;
Aluminium: für geschmeidige Schweißfugen über 99%iges Al, sonst 92 Al, 8 Cu oder 87 Al, 13 Si

(Foundry, 1. und 15. 5, 1. 6. 1924; Z Met. 1924. **16** 325.)

Sebillot. 48 Cu, 40 Ni, 6 Sn, 6 W; weiß, dehn- und schmiedbar. (Ghersi.)

Seewasserbestandige Bronze. 45 Cu, 32 5 Ni, 16 Sn, 5 5 Zn, 1 Bi; weißgelb; zu Schiffsbeschlagen (K)

Seewasserlegierung K-S s K-S —

Setzmaschinenmetall (und Typographmetall) Soll 12 Sb und 3 Sn garantiert enthalten Analyse z. B. 83 85 Pb, 12 10 Sb, 3 80 Sn, 0 12 Cu, Fe und Zn sollen nur in Spuren vorhanden sein

Shakdo oder Shaku-do s Schakdo

Sibleygußmetall (= Alzinc). 80 Al, 20 Zn (R 129)

Sicherheitsrondelle s Sicherheitsstöpsel-Legg.

Sicherheitsstöpsellegierungen für Dampfkessel.

	I	II	III.	IV	V.	VI.	VII	VIII.	IX	X.	XI.
Bi	50	40	33 3	30 8	28 6	21.1	22 2	14.8	10.5	11.8	12 9
Pb .	31.3	40	33.4	38.4	42.8	42.1	44.5	40 8	42.1	47.1	48.4
Sn .	18.7	20	33.3	30.8	28 6	36.8	33.3	44 4	47 4	41.1	38.7
Schmp	100	113.3	123 3	130	132.4	143.3	145 4	153.8	160.2	166.5	172
für Atm. Dampfdr	1 0	1 5	2 0	2.5	3	3.5	4	5	6	7	8

Weiß; zur Verhütung von Dampfkesselexplosionen früher viel angewendet. (Kr.)

Sicherungenlegg s Schmelzsicherungslegg

Sickerlot s Schnellot III

Siderafit (Sideraphite) I. 65 Fe, 23 Ni, 5 Cu, 4 W, 3 Al; II. mit 5 Al, 2 W. (K.)

Silberähnliche Leg (s a. Warnes-, Toncas-, Trabuk-, Tourun-Léonards-Metall) 37—42 Cu, 33 Ag, 25—30 Ni; weiß; Härte > Ag; gut polierbar und sehnig. (de Ruolz und de Fontenay, Cosmos 1861. 618; D 1861. **161** 396.)

Silberamalgam Man verreibt aus $AgNO_3$-Lsg. durch Zn red. Ag-Pulver mit kaltem Hg, oder schüttelt konz $AgNO_3$-Lsg. mit Hg, oder arbeitet bei Rotglut im Tiegel; zur Feuerversilberung (im Freien, mindestens unter gut ziehender Esse) (Kr.)

Silberbleizinn I. 80 Sn, 18 Pb, 2 Ag; II. 90 Sn, 9 Pb, 1 Ag; weiß; im Tiegel Sn geschm., dann Pb, schließlich Ag zugesetzt; zur Versilberung. (Kr.)

Silberbronze, silberfreie I 67.5 Cu, 18 Mn, 13 Zn, 0.5 Si, 1.0 Al; II. (nach Cowles) 64 5 Cu, 17.2 Mn, 12.4 Sn, 4.8 Si, 1.1 Al; silberweiß; dem Mn-Neusilber ähnlich (Kr ; R. 118.)

Silbereisen. Von Friedrich-Wilhelms-Hütte, Mühlheim-Ruhr. Markenbezeichnung: I. Hämatitqualität. 2.2—2.8 C, 1.3—1 8 Si, 0.6—0.9 Mn, 0.06—0.09 P, 0.02—0.05 S; II. Gießereiqualität, ähnlich wie I., aber 0.3—0.6 P; je nach Gattierung K_B 40—48, K_z 25—30; gibt dichte, zähe Güsse für Zylinder, hoch beanspruchte Maschinenteile usw.

Silberfarbige Leg 65 7 Cu, 19 7 Ni, 13 1 Zn, 1 Cd, 0.3 Mg, 0.03 Al, 0 06 Zinkasche; weiß; zur Herst. schichtenweise im Tiegel geschm. (Kr. nach M Ekker und J. Krajesics, D R.P. 123919)

Silberglockenmetall. Cu : Sn bei I. 40 : 60, II. 41.5 : 58.5, III 41.7 : 58 4; D. bei I 8 2, II 8.3, III. 8.3; Schmp. I ∽ 600, II. 620, III 620; weiß; für kleine Glocken mit silberhellem Ton. (Kr)

Früher wurden kleine Mengen Ag-Münzen zu Glockenspeise gegeben, wodurch aber Klang und Güte der Glocken (Silberglocken) beeinträchtigt wurden.

Silberhartlot (s a. Normenblatt, S 140).

		Ag	Cu	Zn	Farbe
I.	sehr hart . .	20	80	—	weiß
II.	hart .	66 7	22.5	10 8	„
III	mittelhart	40	35 7	14 3 + 10 Sn	„
IV	für strengen Fluß	4	53	43	gelb
V	„ mittleren „	4	48	48	„
VI	„ Messinglötung	6	42	52	„
VII	„ 2. „	9	43	48	„
VIII	„ 3 „	12	38	50	weiß;

durch V d. M oder meist von Messing mit Ag, auch Sn; zum Loten von Silberwaren und Messing (Kr.; L -B ; IV bis VIII. nach D 1894. **293**. 64, 89.)

Silberine (Silverine) Allgemein 71—79.5 Cu, 16—16.5 Ni, 1—2.8 Sn, 1—7 5 Zn, 1—2 Co, 1—1 5 Fe, 0—0 5 Al; z B. 77 Cu, 2 Co, 2 Fe, 2 Zn. Silberersatz

Silberkobaltpalladium s Kobaltpalladiumsilber

Silberlegg. der Isabellenhütte, Dillenburg. Ag mit Mn und Al oder Mn und Si. (D R P. 361430; Z. Met. 1923 **15.** 54) Festigkeitseigenschaften verschiedener bei F. Saeftel und G Sachs. (Z Met 1925 **17.** 155.)

Silberlot für Gußeisen und Stahl I. 50 Cu, 33.3 Ag, 16.7 Zn; II 25 Cu, 75 Ag; weiß (Kr.)

— für rostfreien Stahl, besonders zum Verlöten der Turbinenschaufeln 44 Cu, 33 Zn, 23 Ag; Schmp ∾ 700 (Monypenny-Schäfer, Rostfreie Stähle, Berlin 1928, S 94.)

— nach H Wachwitz. I 30 Cu, 30 Zn, 20 Cd, 20 Ag; II 40 Cu, 40 Zn, 10 Cd, 10 Ag, weiß; durch Verschm von 50%iger Cd-Ag-Leg. mit Cu-Zn. (D.R P 292295.)

Silbernickelwolfram. 75—80 Ag, 10—15 Ni, 10—15 W; Silberersatz für Geräte (Fuchs, D.R P 304551)

Silberschlaglot 80 Ag, 20 Cu, weiß; D. 10.2; Schmp ∾ 805; gut dehnbar; zum Löten von Silbergegenständen. (Kr)

Silberschnellot. I 48 6 Ag, 30 7 Cu, 17.7 Zn, 3 Sn; II 66 7 Ag, 21 2 Cu, 12 1 Zn; III. 38.3 Ag, 29 5 Cu, 32 2 Zn; II. leichtfl. zum Nachlöten, III sehr leichtfl , aber spröde (Kr)

Silberzink. I. 66.7 Zn, 33 3 Ag; weiß; Schmp ∾ 620; gut dehnbar; hält sich schon an der Luft; etwas übsch. in Papier eingewickeltes Zn wird in fl. Ag eingetragen und mit einem Fe-Stab verrührt; zu Münzen und Geräten. — II. 87.5 Ag, 12 5 Zn; als Lot. — III 80—95 Ag, 20—5 Zn. (Kr)

Silbronit Bronze mit Ni-Zusatz oder dem Neusilber ähnliches Cu-Ni-Zn; weiß; K_z 13—15, $\varphi > 8$; gut polierbar und luftbeständig; für alle Armaturen, deren Metallfarbe sichtbar bleibt, für Skalen, Firmenschilder und andere Gußgegenstände (A. v Lachemair, Die Materialien des Maschinenbaus 1909, S. 219.)

Silcrome (Silchrome) Cr-Si; weiß; für Tellerventile bis 820° hitzebeständig; K_z 126; σ_f 91; H_B 265—275; lin Ausdehnungskoeffizient 0.000007033. (Automot. Ind. **57** 982; Z. Met 1923. **15.** 51)

Siliciumbronze

	I	II	III	IV	V	VI	VII	VIII.
Cu	97 7	97 7	99 94	98 55	99.5	96 5	97.0	91
Sn	1 15	1 3	0 03	1 40	—	—	1 4	8.95
Si	0 05	0 07	0 02—0 05	0 05	0 5	3 5	0 05	0 05
Zn	1 1	1 27	—	—	—	—	1 55	—
el Leitf (Cu = 100)	43	—	98	28	7	—	—	—
K_z	83	—	45	50	95	—	—	—

Rot, nur VIII. gelbrot; von höherer Festigkeit als Cu; mit Hilfe von Cu-Si als Desoxydations- u Legiermittel hergestellt, zu Telephondrahten viel verarbeitet (Kr.; K.; nach Hampe, Ch Z 1882, und G Kroupa)

Siliciumhaltige Lagermetalle nach C. Haßler.

	Pb	Sn	Sb	Cu	Si
I.	65—85	4.9—14.9	6.2—22.4	0.96—4 4	0 03—0.09
II.	52 2—82.3	2 4—30.4	4.4—18 0	0.7—4.8	0.04—0.43
III.	78—92	4.2—14.0	1.8—4.1	0.5—4 5	0.02—0.16
IV.	48—91	4 2—37.0	2.7—21 0	0.15—2.6	0.008—0.34

Siliciummessing 69 3 Cu, 28 3 Zn, 1 Sn, 0 9 Si, 0 3 Fe, 0 2 Pb; gelb; D ∾ 8 4; Schmp ∾ 940; wie Messing, aber harter. (K)

Siliciumstahl Meist 2—7 Si; mit ∾ 4 Si für Transformatorbleche; oder 45 7 Si, 44.2 Fe, 9 5 Al, 0 6 C, Spuren Mn, S und P; weiß; gut säurebeständig. (K)

Silicochrom s Chromsilicium

Sillimanmetall. Dasselbe wie Woods leichtfl Metall.

Silumin (Alpax). 89—86 Al, 11—14 Si + 0.4 Na; nach dem Patent der British Al-Co Ltd Gwyer & Philipps mit geringen Zusatzen von Erdalkalimetallen, die wie Na wirken sollen, z B. 0.1 Ca, oder Alkaliperoxyd oder Sb bzw. Mg; weiß; D 2 5—2 6; σ_e ∽ 3 6; σ_f 8—10; K_z 20—22; φ 5—8; bewährte Al-Gußleg; H_B = ∽ 60, bei 350° 20—25; Warmeausdehnung um 12% kleiner als bei Al; V. d M., wobei eine Si-Al-Vorleg. Verw. findet, dann durch Alkalifluorid oder Na-Veredelung (Z. Met. 1921. **13** 479; Met. B. **1924.** 1718, **1925.** 59.) — S a Aluminiumsilicium Nach H Steudel ist Cu-Zusatz bis 0.7 sehr vorteilhaft; s Oscillium = Kupfersilumin

Silverina (Silverine) s Silberine.

Similargent Versilbertes Neusilber

Similor (s a Mannheimer Gold) 80 Cu, 20 Zn; wie Tombak — Auch Britanniametall mit Tombaküberzug (Rss, 465)

Sin-chu (s a japanisches Messing) 66 6 Cu, 33 4 Zn; gelb; D ∽ 8 3; Schmp ∽ 920 (K)

Skleron Kalt bearbeitbare vergütbare Al-Leichtleg. 83 Al, 12 Zn, 2 Cu, 0.5 bis 1 Mn, 0.5 Fe, 0 5 Si, 0.1 Li

S-less Stainless Iron (Steel) Rostfreies Eisen (Stahl) der Firth Sterling Steel Co mit 13 Cr, 0 15 (0 30) C.

S-Metall s. Säuremessing

Smithsche Leg I. 70 Cu, 23 Ni, 7 Al; II. 56.6 Cu, 39.5 Ni, 1 1 Al, 2 8 Sb; III. 56.8 Cu, 39 8 Ni, 0 6 Al, 2 8 W; wie Neusilber, besonders zu Schiffsbeschlägen

Smitter-Lénia-Metall 72.2 Cu, 12 8 Ni, 9.7 Zn, 2.3 Sn, 2 Schmiedeisen, 1 Bi; gelblich (K)

Solbiskys Leg 95 Al, 3 Cd, 1 Zn, 1 Ni oder Co; Leichtleg.; weiß; gut gießbar, hart, aber dehnbar; für Maschinenteile. (D R P 66937; R 112; Bersch, Lexikon d. Metalltechnik, Wien-Pest-Leipzig 1912.)

Solium Angeblich aus Metallen der Pt-Gruppe; soll weicher als Pb und härter als Stahl, gut dehnbar, säure- und hitzebeständig, unempfindlich gegen H_2 sein (T. D Kelley, Al **1927.** 6.)

Sommit Rostfreier Stahl vom Edelstahlwerk Rath, Rheinmetall, Düsseldorf.

	Marke: BCrw = weich				Marke: BCrh = hart			
	σ_f	K_z	φ	ψ	σ_f	K_z	φ	ψ
geglüht . .	25—30	50—65	25—18	65—55	40—50	70—80	18—12	50—40
zäh vergütet .	40—50	60—75	22—16	60—50	45—55	80—95	12—8	45—35
zäh hart vergütet	50—55	70—80	16—10	50—40	50—60	95—115	10—5	40—30

Sondermessing, Spezialmessing (s. a. Aichmetall, Spreemetall, Sterrometall, Manganbronze usw und das Normenblatt S 179).

A. mit niedrigem Sn-Gehalt:

	Sn	Pb	Fe	Al	Mn	Zn	Cu	σ_f	K_z	φ	Biegewinkel °
I	0.5	Spur	1.0	0.8	0.20	40.2	57.4	30 0	42 5—45.2	18—17	27—50
II.	0.6	0.3	0.9	0 7	0.20	41.8	55 5	30.6	59.2	20	—
III.	0.6	Spur	1.0	0.6	0.25	39 7	57.9	30 7	53 5	30	—
IV.	0.6	„	1.6	0.4	0.25	39.8	57.4	30.1	52.9	33	88

A. mit niedrigem Sn-Gehalt (Fortsetzung):

	Sn	Pb	Fe	Al	Mn	Zn	Cu	σ_f	K_z	φ	Biegewinkel °
V.	0 7	Spur	1.7	0.3	0.25	40.3	56.8	30.7	47.3	13	70
VI.	1.2	„	1.0	0.6	0.25	40.7	56.2	30.4	50.6	15	—
VII.	1 45	„	0.9	0.7	0.30	39.1	57.6	30 2	49.0	23	60
VIII.	—	—	2—3 25	5 0	—	31.0	62 0	—	—	—	—

B mit höherem Sn-Gehalt: (R. 117.)

	Sn	Pb	Fe	Al	Mn	Zn	Cu	σ_f	K_z	φ	ψ
I.	1.6	Spur	1.5	1.2	0.4	39.5	55.0	30.7	53.5	33	—
II	1.6	„	1.5	1 2	0 4	38 2	57 2	31.0	48.3	14	—
III.	1.6	„	1.45	1.1	0.4	39 8	55.7	32.4	50.2	11	—
IV.	1.7	„	1.4	1.0	Spur	40 6	58.8	35.1	58 1	19.4	19.8
V	1.6	„	1.5	1 1	0.4	42.5	53.4	41.5	63.0	13	—
VI	1.4	0 1	0.8	1 3	0 3	42.3	53.9	33.3	54.2	30	—

Sehr wertvoller Ersatz für Zinnbronze, besonders auch für Gußzwecke, für Schiffsschrauben und Maschinenteile. (C. Irresberger, J. Enßlen, Z Met. 1923 15 48, 80, 211.) — Ferner: 51—64 Cu, 35—45 Zn, 0.16—8 Al, 0.16—15 Fe und Mn, 0 16—3 Sn (Jones, Am P. 998777; R. 101.) — 59.6 Cu, 34 Zn, 2 8 Al, 2 W, 0 75 Ni, 0 7 Mn, 0.1—0.2 Sn (Wheatley, D R P. 131514; R 107.)

Sonnenbronze 40—60 Co, 30—40 (50) Cu, 10 Al Z B I. 50 Co, 40 Cu, 10 Al; II 60 Co, 30 Cu, 10 Al; weiß. (Kr)

Sorelsche Leg. I 98 Zn, 1 Fe, 1 Cu; II. 80 Zn, 10 Fe, 10 Cu; weiß; so hart wie Schmiedeisen, spröde, gut bearbeitbar; zu fl heißem Zn werden unter Kohlendecke Gußeisendrehspäne und Cu gesetzt, oder es wird Fe in Messing unter Zn-Zusatz eingetragen (Kr)

Spandauer Leg 89—93 5 Zn, 4—5 Cu, 2 5—3 5 Al, 1 5 Pb-Toleranz, 0 5 Fe- sowie Sn-Toleranz; besonders zum Pressen und Walzen sowie für Artilleriezünder geeignet

Spezialgußeisen s. Antazid, Nomag (austentisches unmagn Gußeisen), Perlitgußeisen, Silbereisen, Thermisilid, Wegucit usw

Spezialmessing s Sondermessing.

Spezialmessingzusatzleg 69 Cu, 12 2 Fe, 9.4 Al, 6.6 Ti, 2 7 Sn; nach Goldschmidt als desoxydd Messingzusatz

Spezial Standard-Silber. 92 5 Ag, 5 75 Cu, 1 75 Cu. (Ewans-Honegger, Die Korrosion der Metalle, Zürich 1926, S 187)

Spiauter, harter 90 Sn, 8 Sb, 2 Cu; weiß; wie Britanniametall (K)

Spiegelamalgam s. Zinnamalgam

Spiegelfolie (s a. Zinnamalgam) 97 6 Sn, 2 2 Cu, 0 1 Zn, 0 1 Fe, Spur Pb; weiß, zum Belegen von Spiegeln (K)

Spiegelmetall I. 41 Cu, 24 Sn, 26 Ni, 8 Fe, 1 Sb — Sonst II.:

	Cu	Sn	Zn	Andere Metalle
Allgemein .	65—68	30—32	bis 4	2 As, 2 Ag oder Ni
Nach Edwards, norm	68 2	31 8	—	—
Altrömisch .	63.4	19	—	17 6 Pb
Chinesisch .	80 8	10 7	—	8.5 Sb

	Cu	Sn	Zn	Andere Metalle
Nach Littles .	65.1	30.8	2 2	1.9 As
„ Otto . . .	68.5	31.5	—	—
„ Richardson	65.3	30	0.7	2 As, 2 Ag
„ Sollits .	64.6	31.3	—	4.1 Ni
„ „ . . .	64	32	—	4 Ni
Für Hohlspiegel .	66.2	33.1	—	0.7 As
„ Teleskopspiegel .	68.8	31.2	—	—

I. Nach Brandes und Schünemann (Z. Instrum., Oktober 1899) mit Angaben auch über andere Spiegelmetalle, besonders Reflexionsvermögen und Wetterbeständigkeit. II. Weiß; spröde, aber gut polierfähig; zu Spiegeln für optische Instrumente. (Kr.; K.)

Spreemetall. Schmiedbares Sondermessing. 55.5 Cu, 42.5 Zn, 1.4 Mn, 0.6 Pb; gelb; D. 8.3; K_z 45, φ 20.

Spritzgußlegg.	Zn	Sn	Cu	Al	Andere Met.
wenig dauerhaft	73.7	14.7	5.3	6.3	—
	72.7	19	5	1	2 Pb, 0.3 Sb
sehr dauerhaft .	73.8	12	10.6	3.4	—
sehr hart . .	46.2	30.8	20.4	2.6	—
	86	—	10	4	—
stark zinkhaltig	93	3.5	2	0.4	1.5 Sb
	90	1	6	3	—
	85	5	5	—	5 Sb
amerikanische . .	70—90	3—30	2—20	0—6	1—5 Sb

Weiß; D. meist ∾ 7.4; Schmp meist ∾ 400; K_z ∾ 10; zur Herst. kleiner Massenartikel in Spritzgußmaschinen. (Met. **1914.** 138; G. Carmen, Machinery **29.** 516.) — Ferner noch Pb-, Sn- oder Al-haltige Legg. (Werkstoffhb., Nichteisenmetalle, Berlin 1927.)

Stabrit (s a. Staybrite). Nichtrostender Stahl; nicht zu härten, schweißbar, gut zu löten. (Eng. 1924. **138.** 612.)

Stahlbronze. I. 92 Cu, 8 Sn; gelbrot; D. ∾ 8.8; Schmp. ∾ 1000; in Rotglut schmiedbar; weich: K_z 51, φ 33, ψ 32; hart: K_z 58, φ 16, ψ 18: Krupp, Marke L. D.: K_z 74, φ 19, ψ 19; meist im Flammofen unter Zusatz von etwas Cu-P oder Sn-P; früher besonders in Österreich-Ungarn zu Geschützrohren verarbeitet, dabei nach Uchatius mech. veredelt. (D. 1875. **217.** 122.) — Nach Ponsard: II. 60 Cu, 30 Mn, 10 Fe; III. 80 Cu, 10 Mn, 10 Fe. IV. für Zapfenlager: 50.1 Cu, 24 Mn, 16 Fe, 10 Zn; II. und III. aus 60 bzw. 80 Cu, Rest 70 bzw. 50%iges Ferromangan. — V 92.5 Cu, 7.5 Al; VI. (auch Al-Bronze B) 91.5 Cu, 8.5 Al (dabei bis 1 Si); D. 7.7; gegossen K_z 40; φ 60—40 (V. nach Rzehulka. Metallegg., Kattowitz 1907, S. 22; VI G. B.) (Kr.) — VII. Cu mit 8 5 Al, 1 bis 2 Si; D. 7.7; goldgelb; K_z gegossen 65; φ 5—15. (R. 117.)

Stahlgold. Au-Ag-Cu-Leg. mit Zusätzen von Pt-Metallen, meist Pd oder Ni, für harte und federnde Zahnarbeiten; fast weiß, sehr hart. S a. Weißgold.

Stahlguß verschiedener Härte. Normal für Maschinenteile etwa 0.2 C; K_z 42 bis 50, nach Vorschrift des Reichsmarineamts 40—55; φ 20—12; für stark beanspruchte Maschinenteile, Steuerhebel, Kolben, kleine Kurbeln, Kreuzkopfkörper, Ventilgehäuse und Formstücke für hohen Druck, Zahnräder und Lagerschalen; nach der Wärmebehandlung (Ausglühen oder Normalisieren) und besonders durch Vergüten gute Kerbzähigkeit. Neuerdings wird ganz hochwertiger, vergüteter Ni-Stahlguß hergestellt.

Stainless Iron s. S. 228.

Stainless Steel. Rostfreier Stahl. I. (Low C). 15 Cr, 0.50 Mn, 0.35 C, 0.35 Si;

II. (Med C). 18 Cr, 0 50 Mn, 0.80 C, 0 35 Si; III (High C) 23 Cr, 0 50 Mn, 1.00 C, 0.35 Si; IV mit 14 Cr, 0 33 C. I—III von The Midvale Co ; IV der Vanadium Alloys Steel Co

Standard Silber 92.5 Ag, 7 5 Cu (Ewans-Honegger) S A Spezial — —

Standbilderbronze (s. a. Statuen- und Kunstbronze). Gelb (K.)

	Cu	Sn	Zn	Pb	Fe
Allgemein .	66—94	1—10	0 3—31 5	0 1—3	—
Friedrich Wilhelm IV in Köln	89 5	3	7 5	—	—
„ der Große in Berlin	88 3	1.4	9.5	0.7	—
Kaiser Wilhelm II in Köln	84.4	4.3	11.3	—	—
Großer Kurfürst in Berlin	89 7	5 9	1 6	2 6	0.2
Kaiser Friedrich, Kyffhäuser	87 9	7 5	1 4	2 7	—
Bavaria in München	77 6	0 9	19.1	2.3	0 1
Mars und Venus in München	93 8	4 8	0.3	0 7	0 4
Lessing in Braunschweig	84 1	3 6	11 5	0 8	—
Statue aus dem 16 Jahrh .	89 4	8 2	—	2.1	0 3

Stanniol I. Feinzinn; II. 96 2 Sn, 2 4 Pb, 1 Cu, 0 3 Ni, 0 1 Fe; zum Verpacken von Eßwaren (Schokolade usw) und für Kondensatoren el. Induktoren (K)

Statuenbronze I gelblich: 66—85 Cu, 11—32 Zn, 2—5 Sn; II rotlich: 80—90 Cu, 1—10 Zn, 3—8 Sn, 1—3 Pb; gut zu ziselieren, besonders bei Pb-Gehalt; an feuchter reiner Luft schöne grüne Patina, an H_2S- und SO_2-reicher Atmosphare unscheinbare dunkle Färbung; kleine Mengen im Tiegel, größere im Flammofen (Abbrand meist 3—10 %) hergestellt; zu Kunstguß (Kr ; II vgl. Elster, D 1874 **212.** 157)

Staybrite, rostfreier, austenitisch Stahl, in der Zus zwisch. Anka und V-2-A-Stahl

Stehbolzenmaterial (s a Maschinenbronze und Kupfermangan) Von Dillenburg 92 Cu, 5 5 Mn, 0 7 Ni, 0 8 Fe, 0 7 Pb, 0 3 Zn, Spur Si; rotgelb (K)

Stelladesoxyd. Ersatz für P-Cu und P-Sn; neben Cu und Sn 9 P und 4 5 Al (E H Schulz, Mitt Versuchsanst Dortmund Union 1925 **1.** 184)

Stella-Lagermetall (s. Triaslagermetall). Leg der Stella A G, Oos, Baden

Stellit I. Co, Cr; auch 75 Co, 20 Cr, 5 W (Haynes); große Härte, besonders für Stahlbearbeitungswerkzeuge und Bohrkronenbesatz. (Eng M J 1915 **100** 711; Z angew Ch. 1916. **29** II 150). Schnellarbeitsmaterial für höchste Schnittgeschwindigkeit — II. 50 03 Co, 19.52 Cr, 19.10 Mo, 9 66 W, 1.24 Fe; III 50 Co, 19 5 Cr, 18 Mo, 9.5 W, 1 5 C (II Werkstattstechnik **1919** 96; III von Alfred Herbert G. m b. H., Z Met. 1921 **13** 435) — IV 55 Co, 25 W, 15 Cr, 5 Mo; V 65 Co, 20 W, 15 Cr; VI 70 Co, 25 Cr, 5 W (Am. Pat. 1 057 473, 1 057 828); für chem. Geräte — VII 75—85 Ni, 8—20 W, 8—14 Cr; VIII 70 Ni, 30 W· IX 85—90 Ni, 10—15 Cr Für gegossene Schnellarbeitswerkzeuge und in kleinen Stücken auf Drehmesser aufgelegt

Stereo(Sterro-)metall (s a Aichmetall) 58—55 Cu, 42 5—40 Zn, 1 5 Fe, 0 2—1 Sn; gelb; D ∽ 8 3; Schmp ∽ 900, K_z gegossen 42, geschmiedet 53 E 1/600; Eintauchen von Weißblechabfallen in geschm Messing oder V d M zu Kanonen empfohlen, sonst zu Schiffsbeschlägen und wie Messing (Kr nach D 1863. **170.** 39 und Ch N 1866. **14.** 2)

Stereotypmetall (s a Letternmetall) Grauweiß (K)

Nr	I	II	III	IV	V	VI
Pb	90	82 5	70	80	74	70
Sb .	10	13	20	20	20	23
Sn	—	4 5	4	—	6	7
Bezeichnung	normal		hart	gew	zu Stegen hart	sehr har

Pb mit garantiert 15 Sb und 3 Sn von Asbern Masch-Fabr A G, Augsburg

Sterlin 68 Cu, 13 Zn, 18 Ni, 1 Fe oder Pb; zu Nachahmungen von Ag, wie Neusilber (Kr; K.; Met. **1906.** H. 17.)

Sterrometall s Stereometall.

Stirlingsmetall (s. a. Messing). 66.2 Cu, 33.1 Zn, 0.7 Fe; gelb; D. ~ 8.4; Schmp. ∾ 920; wie Messing. (Kr.)

Stopfbüchsenmetall. Für Turbinen: 61.5 Cu, 11 Zn, 10.2 Pb, 15.4 Ni, 1.9 Sn; für Überhitzerlokomotiven: 65 Cu, 20 Sn, 15 Sb; franz.: 88.2 Cu, 11.7 Sn, 0.1 Pb; für Lokomotivzylinder: 80 Pb, 12 Sn, 8 Sb. (K.)

Straßersche Aluminiumgußleg. (Jetzt Alneon.) Al mit Zn, Cu u. a.; weiß; D. 2.8—3.1; Schmp. ∾ 650—700; σ_e 6—7; σ_f 20—27; K_z 20—30; φ 1—4; K_b 34—50; H_B 100—150; wohl die festeste bisherige Al-Gußleg., besonders als Ersatz von Gußeisen geeignet.

Sulzermetall I.—III für Lager: I. 83.6 Zn, 9.9 Sn, 4 Cu, 1.2 Pb; II. 88 Zn, 8 Cu, 2 Sn, 2 Sb; III. 90 Zn, 7 Cu, 1.5 Sn, 1.5 Sb. — IV. und V. für Lettern: IV. 89 Zn, 4 Cu, 4 Sn, 3 Pb; V. 93 Zn, 3 Sn, 2 Cu, 2 Pb. — VI. für Modelle: 85 Zn, 10 Cu, 2 Sn, 2 Pb. (Rss.)

Superbronze. I. 56.8 Cu, 3.2 Mn, 1.3 Fe, 1.2 Al, Rest Zn; II 68.9 Cu, 5.1 Al, 3.0 Mn, 2.0 Fe, Rest Zn. (Rss., 374.)

Superduralumin. Angeblich um 1/4 fester als Duralumin, K_z ∾ 53. (Al Co. of America.)

Suprakolben. 70 Al, 20—22 Si, 4 Cu, 1.5 Mn; weiß; D. 2.702; K_z ~ 16; φ ∾ 0,5; H_B (10/1000/30) 88—92, bis 300° ∾ 50; ϕ (Wärmeausdehnungskoeffizient von 20—300°) ∾ 18.02 · 10⁻⁶.

T-Leg. Al-Leichtleg. der Aluminium-Ind. A.G.

	Sandguß	Kokillenguß	geschmiedet und ausgeglüht	10 mm Blech, hart
σ_f	8.3	10.1	7.3	21.8
K_z . . .	13.6	19.1	24.0	26.6
φ	2.2	4.7	22.0	9.2

(H. Krause, Das Al, Wien-Pest-Leipzig 1914.)

Talmigold. I. allgemein: ∾ 90 Cu, ∾ 9 Zn, ∾ 1 Au; II. echt Pariser: 90.2 Cu, 8.9 Zn, 0.9 Au; III. 86.4 Cu, 12.2 Zn, 1.1 Au, 0.3 Fe; IV. 87 Cu, 12 Zn, 1 Sn; Talmi I. Sorte: V. 86 Cu, 14 Zn; Talmi II. Sorte: VI. 82.3 Cu, 17.7 Zn (wie Tombak); goldgelb; gut dehnbar; zu Schmucksachen und Gegenständen, die vergoldet werden sollen. Soll wenig Fe und Sn enthalten, weil sonst das Au schlecht haftet. (Kr.; D. 1863. **170.** 154, nach Monatsbl. Hann. Gewerbever. **1863.** Nr 7 und 8.)

Tamtamleg. (s. a Gongongs) I 78 Cu, 22 Sn; II. 74 Cu, 21.7 Sn, 2.1 Ni, 1.2 Pb; III. 79 Cu, 20 3 Sn, 0 5 Pb, 0 2 Ag; gelb; D. ~ 8.8; Schmp. ~ 850; in Dunkelrotglut schmiedbar; besonders in China zu Schallinstrumenten. (K.)

Tandemweißbronze. I. (Thornycroft für die Marine) 72 25 Sn, 26.50 Zn, 1.25 Cu; weiß; D ∾ 7; Schmp ~ 250; besonders für Achslager; manchmal nach Parson mit 1 Al, 34.6 Sn, 41.4 Zn, 3 Cu Ähnlich II. (nach Parson) 58 5 Sn, 39 5 Zn, 2 Cu; III. 64 Zn, 30 Sn, 4—5 Cu, 2 Pb; IV. (nach Fenton) 80 Zn, 16 Sn, 4—5 Cu; V 82 Zn, 8 Sn, 8 Cu, 2—3 Pb.

Tantiron. Fe mit 14—15 Si, 2.00—2.50 Mn, 0.75—1.25 Graphit, 0.05—0 15 S, 0.05—0.10 P; weiß; D. 6.8; Schmp. 1410; K_z 9.3—10.9; säurebeständige Eisengußleg. zu Gefäßen für hohen Innendruck, ohne Schutzmantel nicht geeignet. (St. E. 1917. **37.** 310) Manchmal noch mit 0.4—0.9 Cr, 0.2—0.5 Mo, 2.75 bis 3.25 Ni.

Tegal. (Von Th. Goldschmidt, Essen) Al mit Mg, Ca, Si und Mn in kleinen Mengen; el Leitfähigkeit 31—33; K_z 30—35; φ 12—16; für Freileitungen. (Metalltechn **1926.** 565)

Tempered Lead s Noheetmetall.

Temperguß (auch schmiedbarer Guß genannt). K_z 30—45, φ 2—4; für gering beanspruchte Steuerungsteile von Maschinen, für Hebel, Wagenbauteile und Kleineisenwaren (wie Beschläge, Schlüssel usw). In Amerika vielfach nur kurz getempert, so daß der Kern am Bruch schwarz ist: black heart

Tenaxmetall I 4 6 Al, bis 1.3 Pb, Rest Zn; II 2 88 Cu, 4.44 Al, 0.9 Pb, 0,2 Fe, Rest Zn; III. 82 Zn, 5 Cu, 3 Al; K_z 21—36, φ 12 – 22; für Spritzgußteile und zu Zündern. (R Stock & Co, D R P. 312761; Schulz, Z. Ver. Ing. 1922. **66** 39.)

Tensilit. Zn mit I. 64 Cu, 3.1 Al, 2.5 Mn, 1 2 Fe; II. 67 Cu, 4 4 Al, 3 8 Mn; Sondermessinge bzw sog Mn-Bronzen. (Rss, 374.)

Ternemetall Pb mit etwas Sb und Sn; zur Feuerverbleiung von Fe-Blechen. (A. A Pollit-W M. Creutzfeldt, Die Ursachen und die Bekämpfung der Korrosion, Braunschweig 1926, S. 122)

Therlo 85 Cu, 13 Mn, 2 Al; für el. Widerstände.

Thermaloy. Gut hitzebeständig. (J. Am Cer. Soc **1922** 811; St E. 1922. **42** 1915)

Thermisilid Eisenguß mit ∾ 15 Si, 0 6 C, 0.2—2.5 Mn, je $<$ 0.1 P und S; säurefest. (Friedr. Krupp A G., D.R.P; Der Weltmarkt **1920** 717)

Thermit-Universallagerweißmetall. Einheitslagermetall mit Ni-Zusatz, der das Ausseigern verhindert; I 71 Pb, 22 Sb, 4 Sn, 2 Ni, 0.5 Cu, 0.5 As und etwas P; II. 68 Pb, 22 Sb, 4 Sn, 2 Ni, 2 Cd, 0 5 Cu, 0 5 As und etwas P; weiß; D. 9.5; Schmp. ∾ 300—400; K_d 16—18, Stauchfähigkeit 30 %; H_B bei 20° 33, 40° 30, 80° 24, 120° 18; zum Ausgießen von Lagerschalen selbst hoher Beanspruchung, Gießtemp. ∾ 450°; ist zu behandeln wie Weißmetall mit über 70 Sn (Tego-Handelsges; von Th Goldschmidt A G, Essen.)

Thermochrome Hitzebeständige Leg. von Schniewindt, Pose und Marre, Erkrath b. Düsseldorf.

Thompsons Leg 80 Cu, 10 Sn, 6 Zn, 4 Pb; für Glocken. (Bischoff.)

Thurstonmessing 55 Cu, 44 5 Zn, 0 5 Sn; hellgelb; D. ∾ 8 2; Schmp ∾ 880; Sondermessing; heiß schmiedbar. (K)

Tiers Argent s Aluminiumsilber, Drittelsilber

Tiges de piston 73 Pb, 15 Sb, 12 Sn; weiß. (K)

Tintal W-Ni-Cu-Zn-Leg. Platinersatz für Einschmelzdrähte von Glühlampen. (C. H Weber, Die el. Metallfadenlampen, Leipzig 1914, S 383)

Tissiers Metall I 97 Cu, 2 Zn, 1 As; II 96 Cu, 2 Zn, 2 As; III 97 Cu, 2 Zn, 0 5 As, 0 5 Sn, IV 75 Cu, 4 Sn, 1 Al; tombakrot; sehr hart; manchmal zu Achslagern Der As-Gehalt ist beim Schmelzen für den Arbeiter gefährlich (Kr, R. 117.)

Titanstahl (s a Eisentitan) Gewöhnlicher Stahl wird durch Zusatz von höchstens 1% Ti gut desoxydiert und entgast Ti verhält sich hier ähnlich wie P in Phosphorbronzen

Tizit. W- und Ti-Carbidhaltige Leg; Diamantersatz (Wolframindustrie A G, Traunstein)

Tobinbronze (s a Desoxydierte Bronze). I 59—83 Cu, 38 – 3 Zn, 1 – 12 5 Sn, ∾ 0 2 Fe, 0 3—2 Pb, Spur Ag und P; II 61 2 Cu, 37 4 Zn, 0.9 Sn, 0 2 Fe, 0.4 Pb; III 59 Cu, 38 4 Zn, 2 2 Sn, 0 1 Fe, 0 3 Pb; gelb; D ∾ 8 2; Schmp. ∾ 900; ähnlich Messing oder Muntz- und Deltametall mit Sn-Zusatz; gilt gegen Seewasser beständig; dient auch als Schweißdraht (Kr; K; Korr 1926 **2.** 106.)

Tombak (s. a. Rotguß). Allgemein 80—98 Cu, 17—2 Zn, bis 3 Sn.

	I.	II.	III	IV
Cu . . .	98	95	92	88
Zn . . .	2	5	8	12
Farbe . .	rot	rötlich	orangerot	
D.	∼ 8.8	8.7	8.65	8.63
Schmp . .	∼ 1080	1060	1050	1040
Bezeichnung .	Medaillen-T.		dunkelroter T.	roter T.

	V.	VI.	VII	VIII.	IX.
Cu	85.3	85	84	82.3	80
Zn	14.7	15	16	17.7	20
Farbe . .	rotgelb		rotgelb	gelbrot	gelb
D. . . .	∼ 8.6		8.56	8.53	8.5
Schmp. . . .	∼ 1020		1010	1000	990
Bezeichnung	von Hegermühle	von Oker	hellroter T.	von Lüdenscheid	

Gut gieß- und ziehbar; E ∼ 9000, σ_p ∼ 9, K_z ∼ 20, φ 6—20, ψ ∼ 10.5, A ∼ 23; an trockener Luft gut haltbar, an feuchter Anlauffarben; im Maschinenbau zu Lagern, für Bijouteriewaren, Bleche usw (Kr.; K.)

Toncasmetall. 35.8 Cu, 28.7 Ni, 7.1 Sn, 7.1 Pb, 7.1 Zn, 7.1 Fe, 7.1 Sb; weiß; hart, schwer schmelz- und wenig dehnbar; im allgemeinen nicht zu empfehlen. (Kr.)

Topalspezialbronze. Cu mit ∼ 20% veredelnden Zusätzen von Al, Fe, Mn und Ni, also Sn- und Zn-frei. D. 7.4; weißlicher Ton; $L_{o,1}$ 1.6; $\frac{\text{weich}}{\text{hart}}$ gegossen: $K_z \frac{50—60}{60—70}$, $\varphi \frac{30—15}{15—5}$, $H_B \frac{130—150}{140—170}$, Biegewinkel $\frac{40—60^\circ}{20—30^\circ}$; gepreßt: $K_z \frac{60—80}{75—90}$, $\varphi \frac{30—15}{12—5}$, $H_B \frac{150—170}{170—200}$, Biegewinkel $\frac{50—60^\circ}{30—40^\circ}$. Bei Biegungsschwingungen zulässige Spannung 10.0 kg/mm², E 9915, bei Verdrehungsschwingungen zulässige Spannung 5.0 kg/mm². Warmfestigkeit

bei t°	17	100	200	300	400	500
σ_f	61.0	60.5	58.6	48.5	29.9	8.8
K_z	78.1	74.7	72.7	62.1	33.5	10.7
φ (l = 10 d) .	6.1	6.1	6.0	12.4	28.2	15.9

Toucedametall. Für gewöhnliche Lager: 92 Pb, 8 Cd; weiß; D. ∼ 11.1; Schmp ∼ 280. Für Armaturen: 86 Pb, 14 Cd; weiß; D. ∼ 10.9; Schmp ∼ 265. Für Lager starker Belastung: 82 Pb, 18 Cd; weiß; D. ∼ 10.8; Schmp 255. (K.)

Tough. 77 Cu, 11.5 Sn, 11.5 Zn; gelb; für Kraftwagenlager (K.)

Tournays Metall. 82.5 Cu, 17.5 Zn; gelbrot; D. ∼ 8.6; Schmp. ∼ 1000; sehr dehnbar; zu Prägungen und Schmucksachen, wie Tombak. (Kr.)

Tourun-Léonards Metall. I. 91.5 Sn, 8.5 Cu; II. 91.1 Sn, 8.9 Cu; III. 90 Sn, 10 Cu; weiß; D. I und II ∼ 7.5, III 7.55; Schmp I. und II. ∼ 400, III 420; Verschm. von 500 Sn mit 64 Glockenmetall (Kr.; K.)

Trabukmetall. 87.5 Sn, 5.5 Ni, 5 Sb, 2 Bi; weiß; feinkörnig, ziemlich schwer schmelzbar; ähnlich Warnes Metall; wie Britanniametall verwendet. (Kr.)

Trézels-Leg. Al mit Cu und Fe-Si. (Franz. P. 33434; R. 113.)

Trias- (früher Stella-)Lagermetall der Trias-Stella Metallguß G. m. b H., Oos in 6 Sorten: Trias 1 (= Stella Original) für geringe Belastung und Umlaufzahlen; Trias 2 (= Stella 1) für mittlere Beanspruchungen; Trias 3 (= Stella hart) Universallagermetall für normale Beanspruchungen; Trias 4 für hohe Beanspruchung; Trias 5 (Auto Leg. = Stella Auto I) für Lastkraftwagen; Trias 6 (Auto P, technisch bleifrei, = Stella Auto II) für höchste Beanspruchungen und heftige Stöße; zu Personenkraftwagen und Flugzeugmotoren

Tsungani Al-Leg (D Metw I. **1926.** 93, ohne nähere Angaben)

Türklinkenmetall 57 Sn, 28 5 Sb, 14.4 Cu; weiß; behält den Glanz gut; z T mit Eisenkern versehen

Tulasilber (Niello) Schmelze aus 27 2 Ag, 9.3 Cu, 27.2 S und 36.3 NH_4Cl.

Turbadiumbronze Eine Art Sondermessing 48 Cu, 46 45 Zn, 2 Ni, 1.75 Mn, 1 Fe, 0 5 Sn, 0.1 Pb, 0.2 Al; gelb; für Schiffsschrauben; von Seewasser wenig angegriffen (Ch N.; Z Ver. Ing 1917. **61** 929.)

Turbinenfüllstückmetall. 57 8 Cu, 41 4 Zn, 0 8 Pb; gelb; D ∽ 8.2; Schmp. ∽ 890 (K)

Turbinenschaufelmetall (auch Nickelmessing, Nickelstahl, Manganbronze, Monelmetall usw. verwendet)

I.	deutsch	für Hochdr	91 2 Cu, 6 8 Al, 2 Fe;	D. ∽ 8 3; Schmp ∽ 1050;
II.	deutsch	Niederdr.	75 7 Cu, 24 1 Zn, 0.2 Pb;	D ∽ 8 5; Schmp ∽ 970;
III	deutsch	normal	72 4 „ 27.4 „ 0 1 „ 0.1 Sn;	D ∽ 8 4; Schmp ∽ 950;
IV	englisch	. .	67 4 „ 32 „ 0 2 „ Spur Sn;	D ∽ 8 3; Schmp ∽ 920;

gelb. (K)

Turbobronze (s a Rübelbronze). K_z 60—75, $\varphi > 22$; säurefest; für hoch beanspruchte Steuerrollen, Kompressorventilsitze (Maschinenfabrik Augsburg-Nürnberg.)

Turbospezialbronze. Cu mit ∽ 23 % veredelnden Zusätzen von Al, Fe, Mn und Ni Marke Turbo: D. 7 54; weißlich; L_{sch} 1.6; gegossen: K_z 55—70, φ 15—8, H_B 140—170, Biegewinkel 30—40°; gepreßt: K_z 70—85, φ 20—10, H_B 170—190, Biegewinkel 40—50°. — Marke Turbo-S· D. 7.54; weißlich; L_{sch} 1 6; gegossen: K_z 50—60, φ 15—8, H_B 130—150, Biegewinkel 20—30°; gepreßt: K_z 75—90, φ 15—5, H_B 180—220, Biegewinkel 30—60°. Bei Biegungsschwingungen zulässige Spannung 11.5 kg/mm², E 10040; bei Verdrehungsschwingungen zulässige Spannung 5.75 kg/mm². (Allgem. D Metallwerk, Oberschöneweide)

Tutaniametall (s a Britanniametall, wie dieses) I 91 4 Sn, 7 6 Sb oder Pb, 0 7 Cu, 0 3 Zn; II 80 Sn, 16 Sb, 2 7 Cu, 1 3 Zn; weiß (Kr; K)

Tutenag s Tutenay

Tutenang 55 Cu, 39 Sn, 5 5 Bi; weiß; sehr spröde (K)

Tutenay 45 8 Cu, 37 1 Zn, 17 1 Ni; weiß; in China wie Neusilber für Guß (K)

Typenmetall nach de Buigne. Al mit 10 Cu u 10 W (Ch Z 1919. **43.** 839)

Typographmetall, garantiert; wie Setzmaschinenmetall (s d).

Uchatiusbronze 92 Cu, 8 Sn; durch mech. Veredlung gehärtete Stahlbronze (s diese); früher für österreichische Kanonenrohre (Kr)

Udylite Amerikanisches Verf zum Rostschutz durch elektrol Cd-Überzug. (E W Wells, El Rev **1925.** 815.)

Uhrenlegg I 30 Al, 26 Ni, 21 8 Mn, 13.5 Fe (mit C), 4 3 Os, 4 3 W, Spur Sb; II 30 5 Ni, 30 5 Fe (auch mit C), 15 5 Al, 11.35 W, 7 7 Mn, 4.3 Os, Spur Sb

Uhrfedernlegg; unmagn 30—97 5 Cu, 33—16 Zn, je 0 5—16 Ag, Pt, Rh, W und 0.5—8 Co (Fermum)

Uhrglockenmetall I 73 Cu, 27 Sn; II. 75 Cu, 25 Sn; gelb; D ∾ 8 8; Schmp. I 780, II 800; zu Glocken für Standuhren und zu Tischglocken. (K)

Uhrraderleg. I. 18 Cu, 62 7 Pt, 18 Ni, 1 3 Cd; II. 16 Cu, 54.3 Pt, 24 7 Ni, 1 2 Cd, 1 8 W, 2 Co; III 18 5 Cu, 0 5 Pt, 2 Ni, 7 Ag, 72 Pd; IV 25 Cu, 1 Ni, 4 Ag, 70 Pd; unmagn (K)

Ulcometall. Ähnlich dem Lurgimetall. Pb mit 1.6 Ba, 0.4 Ca, 0 1 Fe. Spuren Sn, Cu, Sb; billiges amerikanisches Ersatzlagermetall. (Z. Met 1921. **13.** 291)

Ultraluminleichtmetalleg. Je nach Verwendungszweck 85—95 Al mit Cu, Ni und anderen Schwermetallen; durch Wärmebehandlung vergütbar; weiß; D 2 8—2.95; Schmp 660—690. — Marken: U I Knetleg mit Flußeisenfestigkeit; U II, wie U I, aber seewasserbeständig; U III, Sandgußleg, auch seewasserbeständig; U IV Kokillengußleg. für Leichtkolben bis H_B 160; U V. Kokillen- und Spritzgußleg

Festigkeitseigenschaften nach Angaben der Ultralumin Leichtmetall A G:

Marke und Behandlung	Qualität	D	K_z	φ	H_B	σ_f (0 2 %)	ψ	A	E	L_{sch}
U I gewalzt	3	2 82	25—28	10—15	60	—	18—28	—	—	—
	2		30—34	6—10	95	20—22	12—16	—	—	—
	1		38—42	13—20	110	25—29	14—29	1 1—1.5	6600—7200	—
U II	3	2 85	23—26	10—14	60	—	15—18	—	—	—
	2		25—28	8—12	90	20—22	12—16	—	—	—
	1		38—42	12—18	115	24—28	15—20	1 2—1.45	6800—7200	—
U III gegossen		2.85	16—22	3—5	90—100	—	—	—	—	1 15—1 20
U IV gegossen		2 90	16—20	1—2	110—160	—	—	—	—	1—1.10
U V Kokillen- und Spritzguß		2.80	14—18	3—5	90—100	—	—	—	—	1 2—1 25

Unechte Bronze s Bronze, unechte

Unechtes Blattsilber s. Blattsilber, unechtes.

Unmagnetisches Gußeisen (Austenitguß) Fe mit 8—9 Mn, 4 Ni, ∾ 3.2 C, 2 5 Si, 0.2 P; D ∾ 7 5; K_z 15—18; K_B ∾ 30; Durchbiegung ∾ 10; H_B 150 bis 200, wie Grauguß bearbeitbar; bei $\mathfrak{H}$ 0—300 Gauß ist Permeabilität zwischen 1—2 μ und die Hysteresis sehr gering; el Widerstand ∾ 1,3 Ohm/m mm²; bis ∾ 400° behält es seine Eigenschaften; bei höherer Temp wird es härter und stärker magnetisierbar (Friedr Krupp A G, Essen. D.R P. a)

— s. Nomag

Vanadinmessing 70 Cu, 29 5 Zn, 0 5 V; gelb; D ∾ 8 4; Schmp ∾ 950; wie Messing Gegossen K_z bis 110, φ 10. (K; D W. Kaiser, Röhr-I. **1914.** 163.)

Vanadinstahl (s a. Eisenvanadin). Bis 0 7 V V verhält sich ähnlich wie P in Phosphorbronze (Kr)

Vanalium. Al-V-Leg; weich; D 2 75; Schmp ∾ 650; K gegossen 17, gewalzt 34, gezogen 47; φ 6—8; durch Erhitzen soll die Härte nur wenig vermindert werden (Hamor, J Ind Eng Ch **1912.** 680; R 101.)

V-A-Stähle der Friedr Krupp A.G, Essen Nichtrostend, widerstandsfähig gegen Korrosion. Marke V-2-A: Austenitischer Cr-Ni-Stahl; mit bis 25 Cr, 6—10 Ni, 0.1—0.5 C; zum Vergüten auf 1100—1200° erhitzt und schnell abgekühlt; σ_f 40; K_z 75; φ 50; in 1% NaCl-Lsg. edler als Cu (zwischen Cu und Ag in der elektrochem Spannungsreihe), übertrifft deshalb hochlegierten Ni-Stahl; zu Ventilen. Düsen, Dampfturbinenschaufeln, in der chem Ind. für Rohre, Pumpen, für Thermometerschutzrohre, Bimetallthermometer, Thermo-

regulatoren, zahnärztliche und chirurgische Instrumente, Tischmesser und Bestecke, Metallspiegel usw. (Krupp. Monh., August 1920) In Gebißplatten Wipla genannt. Diese nur el zu schweißen. Sonst auch autogen schweißbar.

Veedergußleg für Spritzguß. Von Ludw. Loewe u Co, Gießmaschinenfabrik, Berlin

Ventilkegelmetall für Explosionsmotore (s. a. Silcrome) Hochwertiger Ni- und Cr-Stahl

Ventilsitzemetall. I. deutsch: 84.3 Cu, 9.9 Sn, 5 8 Zn; II. franz.: 90.2 Cu, 9.7 Sn, Spur Pb; rotgelb. (K.)

Venusmetall. 50 Cu, 50 Sb; violett; gut polierbar, sehr spröde

Veralaluminium Bestes Original-Hütten-Al der Ver Al-Werke A G, Lautawerk, mit 98—99 und 99—99.5 Al. (Vgl. das Normenblatt über Al, S. 198.)

Vergoldebronze I. 58.3 Cu, 16 7 Sn, 25 Zn, gelb; II 94.1 Cu, 5.9 Sn, rot; im Kunstgewerbe für Waren, die vergoldet werden sollen. (Kr)

Verilit Al-Cu-Leg. (D. Metw I **1926.** 93.)

Vibrac. Stahl mit hoher E-Grenze und Kerbzähigkeit, vermutlich ein Cr-Ni-Stahl, von Armstrong. (Eng. **1922;** St. E 1922. **42.** 1792.)

Viertelsilber (s a Guishi-buishi) 60 Cu, 40 Ag; weiß; D. 9 9; Schmp. 810. (K.)

Vigouroux-Legg I 81 Sn, 17.5 Sb, 1 5 Ni, II 78.5 Sn, 19 5 Sb, 2 Ni; III. 71.5 Sn, 21.5 Sb, 7 Ni; ähnlich dem Britanniametall (Bersch).

Viktoriaaluminium s Partinium

Viktoriablech. Ersatzmetall für Zahntechnik. (Met. B 1923. **13.** 748.)

Viktormetall. 50 Cu, 34 2 Zn, 15.4 Ni, 0.3 Fe, 0 1 Al; weiß; widersteht Seewasser und Salzlsgg; zu Marinezwecken; auch als Ersatz von Neusilber. (Kr; Am Machinist **1906.** 555.)

V-M-Stähle der Friedr. Krupp A.G., Essen Nichtrostende Cr-Ni-Stähle für hoch beanspruchte Maschinenteile, z. B. für Dampfturbinenschaufeln, Wellen, Kolbenstangen, Ventile und Ventilspindeln; härtbare Stähle für Messer, Waagenschneiden usw. Marke V-1-M mit etwa 10—15 Cr, 1—3 Ni, 0.1—0.5 C; σ_f 60; K_z 80; φ 15; für hoch beanspruchte Maschinenteile, die gleichzeitig chem. Angriffen ausgesetzt sind; martensitisches Gefüge, deshalb ein Selbsthärter und nur durch Anlassen auf 680—750° (B. von Sorbotroostit) weich und durch schneidende Werkzeuge bearbeitbar zu bekommen; von dieser Temp. kann beliebig schnell abgekühlt werden (Krupp. Monh., August 1920.) Marke V-3-M (s a Nirosta) z. B. für Bestecke.

Vogels Kompositionsfeilen (s a. Maschinenbronze). I 57 Cu, 28 5 Sn, 7 5 Zn, 7 Pb; II 61 5 Cu, 31 Sn, 8 5 Pb; III 65 Cu, 19 Sn, 8 Zn, 8 Pb; zu Polierfeilen; IV 44.5 Zn, 34 Cu, 17 Sn, 4.5 Pb; V. 72.7 Cu, 18.2 Sn, 9.1 Zn. (Kr nach D 1861 **159** 211)

Volomit der Lohmann Metall G m. b. H. Wolframcarbidhaltige Leg; Diamantenersatz für Drahtziehsteine, Ziehmatrizen, Kronenbesatz für Erd- und Gesteinsbohrer, Abdrehwerkzeuge, zum Bohren und für Schneidwerkzeuge

Waltersche Leg. s Eisenkupfernickelsilicium und Hartmetall nach Walter.

Walzbare Bronze 93—95 5 Cu, 7—4 5 Sn; rotgelb; D ∾ 8 8; Schmp 1030 bis 1050; rotglühend zu Blechen walzbar; widersteht dem Angriff des Seewassers besser als Kupfer; zu Schiffsbeschlägen (Kr)

Warnes Metall 37 Sn, 26 Ni, 26 Bi, 11 Co; silberweiß; sehr feinkörnig; schwer schmelzbar (Kr)

Wegucit (Weguzit) Fe-Cr-Si; z. B. 64.3 Fe, 30 0 Cr, 3 00 Si, 2 50 C, 0.15 Mn, 0.7 S, 0 02 P; grauweiß; D. 7.3; hoch säurefest, besonders gegen HNO_3 aller Konzz und org. Säuren; wie Grauguß zu bearbeiten und mit ähnlicher Festigkeit. (D.R P, Wesselinger Gußwerk Hans Eichler, Weßling, Bez. Köln.)

Weichlot s das Normenblatt S 238, Schnellot, Küppers Patentweichlote usw — phosphorhaltiges I. 56.48 Pb, 41 5 Sn, 2 Sb, 0.02 P; II. 56.48 Pb, 41.12 Sn, 2 Sb, 0 4—5%iges P-Sn; der P-Zusatz soll red. und die Leichtflüssigkeit steigern. (J. T. Droyer, St. Louis; Röhr -I **1914** 26.)

Weichlotersatz nach W Hill (Met I 1918 **16**) I. 84 4 Pb, 7 6 Cd, 5 Sn; II. 90 6 Pb, 7 9 Cd, 1 5 Sn; III. 87 5 Pb, 7 5 Cd, 5 Sn; Schmp I. 121—250, II. 237—267, III 235—368.

Weidrium Al, Ni, Cu, Sn bzw Zn, unter Umständen auch Ag oder Fe; D 2 75—3 1; K_z 14—20, φ 4—12; zu ähnlichen Zwecken wie Duraluminium

Weißbronze, Feldgrau. 95 8 Pb, 1.5 Na; Pb-Lagermetall von Hoeveler & Dickhaus, Papenburg. (Vgl. a. D.R P. 301 721, 304 405, 306 892, 309 758 von Hanemann und Stockmeyer)

Weißgold (s a. Auralbin und die Goldlegg) Nickelfrei (amerikanisch): I. 75.6 Au, 16 1 Pd, 7 Pt, 3 Zn; II 66.4 Au, 13 Cu, 10 Ag, 8 Pd, 2 1 Pt, 0 5 Zn; III 66 0 Au, 10.9 Pt, 10 2 Cu, 6 0 Ag, 5 7 Pd, 1.2 Zn; IV 64 0 Au, 13 5 Pt, 10 2 Pd, 7 3 Cu, 5 0 Ag; V 62.4 Au, 23 Pt, 9 4 Ag, 4 5 Cu, 0.7 Pd —

Nickelhaltig (europäisch):

Nr	Au	Ni	Cu	Zn	Mn	Cd	φ (l = 10 d)	σ_p	σ_B	H_M	Schmp. oberer	Schmp. unterer
VI	83 3	11 2	2 5	3 0	—	—	34	46	68	150	924	909
VII.	75 0	10 0	11.0	4 0	—	—	42	47	64	149	931	888
VIII.	66.7	13 8	14 0	5 0	0 5	—	40	52	79	158	964	921
IX	58 5	14 0	20.4	6.5	0 6	—	41	43	74	152	985	919
X.	58.5	6 3	20 8	10.0	2 1	2 4	36	34	60	109	881	818

X als Lot Der Mn-Zusatz ist eine Erfindung von L. Sterner-Rainer und der G A Scheidschen Affinerie in Wien patentgeschützt. (Nach persönlichen Mitteilungen von L Sterner-Rainer)

Weißguß (s a. Weißgußlagermetall)

	Sn	Pb	Sb	Cu	Fe
I	30 9	47 3	18 2	3 5	0 1
II.	4 9	77	15	2 3	0 7
III.	29.9	48 6	19.5	1 4	0 6
IV.	10 5	74 4	14 2	0 5	0 4
V.	49 1	33 9	13 6	3.3	0 1

Weiß; L_{sch} ∾ 0.5 (Kr)

Weißgußlagermetall (s a Pierrots Lagermetall)

		Zn	Cu	Sb	Sn	Pb	Andere Metalle
I	für gewöhnl Achslager	85	5	10	—	—	
II	„ Achslager .	80	5 5	—	14 5	—	
III	„ schnell lauf Wellen	77	5 5	—	17 5	—	
IV	„ große Belastung	76 1	5.5	—	18 5	—	
V	„ Rollwagen .	50	—	—	25	25	
VI	normales	—	6	11	83	—	
VII	„ .	—	6	12	82	—	
VIII.	geringwertiges	—	—	16	42	42	
IX.	„ .	—	2	13	45	40	
X.	„	—	—	5 4	60	34 6	

		Zn	Cu	Sb	Sn	Pb	Andere Metalle
XI	englisches . .	1	—	10.6	53	33	10.4 Ni
XII	deutsches . .	—	—	—	83.3	—	6 3 W
XIII	für schnellauf Wellen	—	11	15	74	—	Spur Fe
XIV	deutsches für gew Lager	—	3	6	91	—	
XV.	„ „ kleine Belast.	—	5	10	85	—	
XVI.	„ „ „ „	—	7	11	82	—	
XVII	„ „ „ „	—	8	12	80	—	
XVIII	„ „ „ „	—	7	17	76	—	
XIX.	„ „ „ „	38 5	7 7	7.7	23	23 1	
XX	der bayr. Bahnen .	—	2	8	90	—	
XXI	„ hann. „ . .	—	5.6	7.6	86 8	—	
XXII	englisches	76 1	5 6	—	17 5	—	
XXIII	der Great East Railway	—	7.8	15 5	76 7	—	
XXIV	„ „ „ „	—	2	26	72	—	
XXV	für Mühlen . . .	40	3	—	15	42	
XXVI.	„ „ .	1	2 4	10 6	53	33	
XXVII	„ „ . . .	45.5	—	9	—	45.5	
XXVIII	„ „ . .	76.9	—	7.7	—	15 4	
XXIX	„ schwere Achsen	—	9 1	18.2	72 7	—	
XXX.	„ „ „ .	47	1	6	38	4	
XXXI	„ schnellauf Achsen	—	6	17	77	—	
XXXII.	von großer Härte .	—	2 5	—	5	—	70 Fe
XXXIII	„ „ „ . .	2	4	82	12	—	
XXXIV	billige Sorte . . .	88	8	2	2	—	
XXXV	„ „ .	90	7	1 5	1.5	—	
XXXVI.	der russ Staatsbahnen .	—	2 8	7	86 2	3 7	0 3 Fe
XXXVII	„ deutsch Ostbahnen .	16	—	—	—	84	
XXXVIII	„ holl Bahnen	—	9 6	8 8	81.5	—	
XXXIX	„ österr „	—	3	7	90	—	
XL	„ franz. „	—	—	10	14	76	
XLI	„ ital Eisenbahnges.	—	—	25	38	37	
XLII.	nach Dunlevic & Jones	52	1 6	0 4	46	—	
XLIII.	„ Emperer . . .	—	7.5	—	0 3	—	92 1 Al, 0.1 Fe
XLIV	„ Fletcher	—	3 1	0.5	0 9	—	95 4 Al, 0 1 Fe
XLV	„ Gemma, gewohnlich	—	5 6	—	83.3	11 1	
XLVI	„ „ große Bel	—	5 6	7 7	84	2 7	
XLVII	„ Hußmann	0 2	4 3	11 3	73 9	10 1	0 2 Fe
XLVIII	„ Leddel	87 4	6 3	—	—	—	6 3 Al
XLIX	„ Nordd Lloyd .	1 2	4 8	0 9	85.1	8 9	
L	„ Schomberg	59 4	0 5	—	39 8	0 2	0 1 Fe
LI	„ „	—	3	15	6	75	+0 5 Guß- und 0 5 Schmiedeisen
LII	„ „ .	—	8	12	19	60	

Weiß; D 7—11; Schmp meist 200—400; $L_{sch} \backsim$ 0 5; Cu wird meist mit Sn oder Zn vorlegiert; sehr verbreitet und zweckmäßig (Kr ; K ; L -B ; XLII nach D 1865. **177**. 326; VI nach Glaser, A **9**. 171; VII. nach Karmarsch und Heeren, Techn Worterbuch; I nach D 1863 **167** 463)

Vgl a G Charpy (Bl Soc Enc. **1898** 696), E Heyn und O Bauer (umfassende Unterss., Mitt. Materialprfg **1914**).

Weißgußlagermetallersatz der Maschinenbauanstalt Humboldt. 97 Pb, 3 Ca; oder Zinkleg. mit 1—2 Ca (D R P. 297210, 297191.)

Weißmessing (s. a Weißguß und Birminghamplatina). I 46 5 Cu, 53 5 Zn; gelbweiß; D ∾ 8 05; Schmp ∾ 850; II 20 Cu, 80 Zn; weiß; D 7.7; Schmp ∾ 700; spröde; meist zu Gußwaren, auch für Knöpfe mit schwacher Prägung (Kr)

Weißmetall

	Sn	Pb	Sb	Cu	L_{sch}
I	—	79	12 5	8 5	0 55
II.	20	59	21	—	0 49
III	85 5	—	9 5	5	0 51
IV	90	—	8	2	0 55
V	71	9	15	5	0 42

Weiß; D. 7—9; für Achslager und zum Guß kleiner Gegenstände (L-B.; vgl. La Fonderie moderne; Gieß Z. 1924. **21**. 185.)

— für Herdgüsse 50 Cu, 34 9 Zn, 15 Ni, 0 1 Al; weiß. (Kr. nach Sperry)

— neues 58 2 Cu, 22 3 Zn, 11.6 Ni, 4.9 Pb, 1.5 Al, 1 5 As (Am P. 939938; R. 117.)

Werkzeuglegierung für gegossene Schnellarbeitswerkzeuge. 50—70 Fe, 30—35 Co, 8—20 W, 0.5—5 V (Z Met. 1921. **13** 291.)

Widerstandsmetall s Manganwiderstandsmetall, Manganin, Kruppin, Konstantan, Rheotom, Chromnickel usw

Widia Hartmetall mit WC_2; zur Bearbeitung harter Metalle u Legg; D 14.4 (Friedr. Krupp A G, Essen)

Wiegold 68.1 Cu, 31 3 Zn, 0.50 Pb, Spur Fe; gewöhnliches Messing; minderwertiger Zahnersatz (E Wannenmacher, Z zahnärztl Mat **1925**. Heft 2/3)

Wiener Bronze I. 63 6 Cu, 33 6 Zn, 2 5 Sn, 0 3 Pb; II 72 5 Cu, 23 Zn, 2 Sn, 2 5 Pb; gelb; D. ∾ 8 5; Schmp. ∾ 900; zu feinem Kunstguß; durch Erhitzen in der Muffel leicht schwarz

Wiener Metallkitt s Kupferamalgam III

Wilmil. Al-Leg, ähnlich Silumin. (D Metallw. I. **1926**. 93.)

Winklers Leg. 50 Cu, 25 Ni, 25 Sn; für Lager.

Wipla-Metall. V-2-A-Stahl für Kunstgebisse (Friedr Krupp A.G., Essen.)

Wismutamalgam 80 Hg, 20 Bi; weiß; Schmp ∾ 90; wird beim Schmelzen sehr dünnflüssig; wie Cd-Amalgam besonders zum Ausspritzen anatomischer Präparate (Kr)

Wismutbleibronze 49 9 Bi, 32.5 Pb, 17 4 Sn, 0 1 Cu, 0 1 Fe; weiß (K)

Wismutbleizinn. I. 27 3 Bi, 59.1 Pb, 13.6 Sn; II 50 Bi, 30 Pb, 20 Sn; III 50 Bi, 25 Pb, 25 Sn; IV 50 Bi, 31 2 Pb, 18 8 Sn Weiß; Schmp. niedrig; zu Abgüssen zarter Formen von Medaillen, Holzstöcken, Gipsmodellen (Kr)

Wismutbronze I. 25 Cu, 24 Ni, 50 Sb, 1 Bi; II 45 Cu, 32 5 Ni, 1 Bi, 1.6 Sn, 21 5 Zn; III 69 Cu, 10 Ni, 1 Bi, 15 Sn, 20 Zn, 1 Al; IV 47 Cu, 30 9 Ni, 0 1 Bi, 1 Sn, 21 Zn; hart; II widersteht dem Seewasser gut; I für Lampenreflektoren und Achslager, II. für Röhren, Telegraphen- und Klavierdrähte sowie Schiffsbeschläge, III und IV. für Tassen, Löffel usw. (Kr) — Auch Cu mit 5—10 Al und 1 Bi. (Lehmann, R. 118.)

Wismutglaskitt 40 Pb, 26 7 Sn, 33 3 Bi; weiß; Schmp $<$ 100; von Petroleum nicht angegriffen; zum Ankitten von Metall an Glas, z B bei Petroleumlampen (Kr)

Wismutlot. 33 4 Bi, 33 3 Sn, 33 3 Pb, weiß; Schmp ∾ 140; harter als Schnellot; Lot z. B für Sn-Geräte (Kr.)

Wismutmessing 52 Cu, 30 Ni, 12 Zn, 5 Pb, 1 Bi; gelb (K)

Wismutspiegelamalgam I 75.1 Hg, 8.3 Bi, 8 3 Pb, 8 3 Sn; II 74 5 Hg, 8.5 Bi, 8 5 Pb, 8 5 Sn; an der Luft etwas gelblich; früher zur Herst von gekrümmten Spiegeln und von Hohlspiegeln (Kr; K)

Wolframbronze I. 90 Cu und 10 W legieren sich nicht, W seigert aus (K) — II Cu mit 3—10 Al und bis 5 W (De Buigné, R. 118.)
Wolframinium 98 Al, 0 4 Cu, 1 4 Sb, 0.1 Sn, 0 1 W; weiß; D ∾ 2 8; Schmp ∾ 660; zu Kraftwagenteilen (Stacey, Gén. **55.** 74, 87)
Wolframmessing 60 Cu, 22 Zn, 14 Ni, 4 W; gelbweiß (K)
Wolframstahl Meist etwa 1—2, 6—7, 12—14 oder 18—22, auch bis 24 W; behält bis zur Rotglut die Härte; heute meist unter Verw. von Fe-W-Leg. hergestellt, früher durch Beimischen von W-Erzen; ist notwendiger Bestandteil der „Schnellarbeitstahle“, wie Schnelldrehstähle und -Bohrer; jetzt meist noch Cr und V, manchmal Co zugesetzt. (Kr)
Wolframzink D R P. 436876.
Woods leichtflüssiges Metall Normal 50 Bi, 25 Pb, 12 5 Sn, 12 5 Cd; ferner 50 Bi, 26 7 Pb, 13 3 Sn, 10 Cd; 41 7—50 Bi, 25—33 3 Pb, 12.5 bis 16 5 Sn, 8 3—12 5 Cd; weiß; D ∾ 9 8; Schmp ∾ 68 (60—72) (Am J. sci Sept **1860.** 271; D. 1860. **158** 271; Kr; K)

Y-Leg. 92 5 Al, 4 Cu, 2 Ni, 1.5 Mg; gegossen $K_z > 33$, kalt gehartet K_z 38; φ 24, gut korrosionsbeständig; Leichtleg. für Guß und Kaltbearbeitung; soll bei 200° nur 10 % der Festigkeit verlieren

bei t°		20	200	250	300	350
K_z	ohne Vorbehandlung	16.8	—	16 0	14 0	7 3
	veredelt	38.0	—	35.0	34.0	9.84
φ	ohne Vorbehandlung	1 8	—	1.0	1 6	6 0
	veredelt	24.0	—	21 6	23.9	24

(Ch Met. Eng **1922.** 785; Ch. Age 1921 **5.** 514; Z. Met 1922. **14** 372)
Yellowmetall (s. a Machts-, Muntzmetall) Meist I. 60 Cu, 40 Zn; gelb; D ∾ 8 3; Schmp ∾ 900; wie Messing II 57 Cu, 43 Zn; zu Kunstschmiedearbeiten. (Ki; K)

Zahnersatzleg. (s a Borchersmetall, Chromnickelleg, Durofixmetall, Kosmosleg, Randolfmetall, V-2-A usw). 75 Ni, 15 Cr, 5 Cu, 2 Al, 1 Ag (Metallwerk Max Brose & Co., Koburg, D.R P. 360005; Z Met. 1923 **14** 54)
Zapfenlagermetall. I russisches: 76 8 Zn, 17 5 Sn, 5 7 Cu; weiß. (K; D 1861 **162.**) II 72 Cu, 5 Sn, 21 Zn, 1 5 Pb, 0 5 Fe; gelb (D 1863. **167.** 395) III nach R Jacobi· 5 Cu, 85 Sn, 10 Sb; weiß (D 1863. **167.** 463) IV 9 1 Cu, 72 7 Sn, 18 2 Sb; weiß (D 1863 **168.** 74) V nach Cl Winkler: 50 Cu, 25 Sn, 25 Ni; stahlgrau (D 1862 **164.** 463; D I Z **1862** 12)
Zeisebronze I. 45—50 Cu, 40—35 Zn, 10 Ni, 5 Mn, ein Manganneusilber, rotglühend leicht zu verarbeiten II. 57.6 Cu, 40.3 Zn, 1 9 Fe, 0 2 Sn III 55 4 Cu, 39.8 Zn, 2 1 Fe, 1 9 Ni, 0.5 Sn, 0 3 Al
Zeugdruckhandformenmetall 58 Sn, 32 Pb, 10 Bi; weiß; leicht schmelzbar (D 1862 **163.** 463; J pr Ch **85.** 98)
Zimalium Allgemein: I. 74 1—93 6 Al, 1 9—11 1 Mg, 3 8—14 8 Zn — II Al mit 1—16 Zn und 9—1 Mg (D R.P 141190; R 130)

	Al	Mg	Zn	Harte
III	91 7	3 7	4.6	wie Messing;
IV	93 6	3 8	2 8	zäher, aber weicher; gut zu feilen;
V	93 6	2 8	3 8	
VI.	93 6	1 9	4 7	
VII	88 5	7 1	4 4	wie Rotguß;
VIII	74.1	11 1	14 8	spröde, aber hart;

weiß; D 2.65—2 75; Schmp 600—650; wie Magnalium verwendet (Kr nach E Murmann, D.R P 141190)

Zinkalium Al mit 0 8—8 3 Zn und 0 8—8 3 Mg; weiß; D 2 65—2 75; Schmp ∾ 650; Leichtmetall ähnlich Zimalium. (K.; R. 124).

Zinkamalgam. Nur als Überzug für Anoden bei galvanischen Elementen; silberweiß; meist wird das mit $NH_4Cl+ZnCl_2$ blank gebeizte Zink in heißes Hg getaucht (Kr.)

Zinklagermetalle I Meist 90—95 Zn, ∾ 5 Sn, ∾ 5 Cu; weiß; für billige Lager (Kr.) — II und III nach Lowe & Co: II 82 Zn, 12 3 Cu, 4 4 Al, 1 Pb, 0 5 Sn; III 84 3 Zn, 9 3 Cu, 3.1 Al, 1.5 Sb, 1.3 Fe, 0.5 Sn. (R. 121) — IV. bis VIII Andere: IV 84 1 Zn, 8.2 Pb, 4.9 Sn, 1.8 Cu, 1 Al (D R P. 350704; R. 120); V. 55 Zn, 22 7 Sn, 20 2 Al, 1 2 Pb, 0 6 Cu (R. 121); VI 50 Zn, 23 Al, 19 Sn, 8 Cu (Elektroch. Z 1922 **28** 71); VII 36 Zn, 40 Al, 20 Sn, 4 Cu; VIII. 54 0 Zn, 43.1 Al, 1.6 Cu, 0 5 Sn, 0.2 Si (nach W Rosenheim unbrauchbar wegen starker Verwerfung); V. bis VIII wegen zu hohen Al-Gehalts sehr bedenkliche Zus, es wird Zerfall unter Vol-Vergrößerung, Bildung von Al_2Zn_3, eintreten.

Zinkleg. als Bronzeersatz. 2 Fe (W, Co, Ni), 1—8 Al, Rest Zn; weiß, erstere unten in den Tiegel gelagert, darüber Zn gelegt, bis 950° erhitzt; K_z 41; φ 20 (Met. Erz 22. 1. 1917; Z. Ver. Ing 1917 **61** 179.)

— zum Eingießen abgebrochener Spiralbohrer. 90 Zn, 3 Al, 2 Cu, 5 Fe + Pb + Sb + Sn (in etwa gleichen Teilen) (D.R P. 323139; Z Met 1922 **14.** 28.)

— verschiedene Legg I 94 Zn, 3—5 Pb, 2 Al, 1.5 Cu (D R.P. 322960; R 120); II 85 Zn, 3 oder 10 Cu, 10 oder 3 Sn, 2 Al (L-B; R. 120); III. 92 Zn, 4 85 Cu, 2.2 Al, 0.9 Pb (nach O. Beuler 1920 angreifbar); IV. 90 Zn, 5.5 Cu, 3 Al, 0.8 Pb, 0.5 Sn (L-B)

Zinkzinn

	Sn	Zn	Andere	Metalle	D.	Schmp	L_{sch}
I.	51	49	—	—	7.2	∾ 350	0 5
II.	85 5	14 5	—	—	7.3	250	0.46
III	95	5	—	—	7 3	220	0.49
IV.	1	98 5	0 3 Pb	0 2 Fe	7 1	∾ 420	—
V.	72.2	26 5	1 3 Cu	—	7.3	∾ 310	—

Weiß; IV russisch; für Dichtungsringe. (L-B; K)

Zinkzinnamalgam s Kienmayersches Amalgam

Zinkzünderlegierung s Spandauer Leg.

Zinnamalgam Für Plomben (Zinnplombiermetall): 80 Hg, 20 Sn; für Spiegel: 30 Hg, 70 Sn; weiß; erstarrt je nach der Hg-Menge früher oder später; Verreiben von Sn mit Hg, der Übsch des Hg in einem Lederbeutel abgepreßt; für Spiegel meist Sn-Folie am Glas mit Hg eingerieben, 5 mm hoch mit Hg übergossen, der Rest ablaufen gelassen; heute bei Spiegeln durch den Silberbelag verdrängt (Kr; K)

Zinnlote (vgl a Lotzinn) Besonders Bi und Cd enthaltende Legg (wie die von Lipowitz, Rose, Wood, Newton, Onions, Lichtenberg).

Zinnplombiermetall s Zinnamalgam

Zirozinkleg Zn mit kleinen Mengen Cu, Al, Fe und Pb; weiß; D. ∾ 7 7; Schmp ∾ 450; Festigkeit ähnlich dem veredelten Zink; als Ersatzmetall des Messings für billigere Arbeiten (Zinkraff. Oberspree, Oberschöneweide)

Zisium. Al-Cu-Zn-Leg. (D. Metallw I. **1926** 93)

Ziskon 75—80 Al, 25—20 Zn. Z. B 75 Al, 25 Zn; D 3.35; weiß; Messingersatz, Leichtmetall, ähnlich dem Makadamit (R. 120)

Zünderlegierung s Spandauer Leg.
Zündlegierungen s. Pyrophore Legg.
Zusatzmetall für Letternguß Pb mit garantiert 10—11 Sb und 10 Sn, oder 13.5 Sb und 10 Sn. (Asbern Maschinenfabr AG, Augsburg)
Zylinderkopfleg für Verbrennungskraftmotoren. I Amerikanische Leg. 92 Al, 8 Cu. — II. Kupfersilumin mit bis 13 Cu und bis 10 Si; z. B 78 Al, 12 Cu, 9 5 Si, 0 5 Fe; D. 2 9; H_B 85—90. — III Neonalium (s. d.).

IV. Übersicht der Buchliteratur.

L'Aluminium Français, L'aluminium et ses alliages (Paris 1928) — Anderson, R. J, Blowholders, porosity and unsoundness in aluminium-alloy castings (Bureau of Mines, Bulletin Nr. 241) — Anderson, R J., The metallurgy of aluminium and its alloys (New York 1925) — Andés, L. E, Blattmetalle, Bronzen und Metallpapiere (Wien und Leipzig 1902). — Archer, R. S., und Jeffries, Z, The science of metals (New York). — v Bach, C., und Baumann, R., Festigkeitseigenschaften und Gefügebilder der Konstruktionsmaterialien (2. Aufl, Berlin 1921). — Bauer, O, Erstarrungs- und Abkühlungslehre in „Hütte". Taschenbuch für Eisenhuttenleute (3 Aufl., Berlin 1923), s. a. Ledebur — Behrens, H., Das mikroskopische Gefüge der Metalle und Legierungen (Hamburg und Leipzig 1894) — Bergmann, H, Chemisch-technisches Rezeptbuch für die gesamte Metallindustrie (Wien und Leipzig 1904). — Bersch, J, Lexikon der Metalltechnik (Wien und Leipzig 1890). — v. Bibra, E, Die Bronzen und Kupferlegierungen der alten und ältesten Völker mit Rücksichtnahme auf jene der Neuzeit (Erlangen 1869). — Bischoff, C, Das Kupfer und seine Legierungen (Berlin 1865). — Boiteux, J, Notes sur la fonderie, fer, acier coulé, fonte malléable, cuivre et alliages (2. Aufl., Brüssel 1914) — Borchers, W., Metallhüttenbetriebe (Halle a. S.): Bd. I. Kupfer (1915), Bd. II. Nickel (1917), Bd. III. Aluminium (1921), Bd. IV. Zinn, Wismut, Antimon (1924) — Bornemann, K., Die binären Metallegierungen (Halle 1909) — Brannt, The metallic alloys (London 1896). — Bruni, G, Feste Lösungen und Isomorphismus (Leipzig 1908) — Buchetti, J., La fonderie de cuivre actuelle (Paris 1905); Les alliages métalliques (Paris 1905). — Bureau of Standards, Kupfer (genehmigte Übersetzung des Zirkulars Nr. 73, Berlin 1916). — Cavalier, J, Leçons sur les alliages métalliques (Paris 1909). — Charpy, G., Recherches sur les alliages de cuivre et de zinc (Paris 1896). — Corson, M H., Aluminium and its alloys (London 1926). — Czochralski, J, Moderne Metallkunde (Berlin 1924). — Desh, C. H., Metallography (London 1910); übersetzt von F Caspari (Leipzig 1914). — Dessau, B, Die physikalisch-chemischen Eigenschaften der Legierungen (Braunschweig 1910). — Deutsche Gesellschaft für Metallkunde, Werkstoff-Handbuch Nichteisenmetalle (Berlin 1927) — Dürre, E F., Die Metalle und ihre Legierungen im Dienste der Heere und Kriegsflotten (Hannover 1895) — Dupouchelle, J., Manuel practique de fonderie cuivre, bronce, aluminium, alliages divers (Paris 1914). — Einenkel, A., und Schott, E. A, Gießereimaterialienkunde (Berlin 1920) — Escard, J, Les métaux spéciaux (Paris 1909); Les fours électriques (Paris 1919) — Escard, J., und Portevin, A, Précis de métallographie microscopique et de macrographie (2. Aufl, Paris 1924). — Evans, U, Metals and metallic compounds (London). — Evans, U. R., Die Korrossion der Metalle, übersetzt von Honegger, E. (Zürich, Leipzig, Berlin 1926) — Fenchel, A., Metallkunde (Hamburg 1911) Seine „Metallkunde für Zahnärzte" enthält einen kleinen Zusatz über Goldlegierungen, sonst ist sie unverändert abgedruckt. — Fermum, G., Die Legierungen, ihre Herstellung und Verwendung (Hannover 1910) — Ghersi, J, Leghe metalliche ed amalgame (Mailand 1911). — Gillet, H, Electric brass furnace practice (Washington 1923). — Goerens, P, Einfuhrung in die Metallographie (Halle 1906, 5 Aufl. 1926) — Greaves, R H, und H. Wrighton, Practical microscopical metallography (London 1924) — Großmann, Schmiermittel und Lagermetalle (Wiesbaden 1885). — Guertler, W, Metallographie, ein ausführliches Lehrbuch und Handbuch der Konstitution und der physikalischen, chemischen und technischen Eigenschaften der Metalle (Berlin 1910 ff.); Der metallische Werkstoff (Leipzig 1925 ff) — Guillet, L, Contribution à l'étude des alliages d'aluminium (Paris 1903), Etude théorétique des alliages métalliques (Paris 1904), Les alliages métalliques (Paris 1906), Etude industrielle des alliages métalliques (Paris 1906). — Gurnik, G, Das Messingwerk (Wien und Leipzig 1908). — Hanemann, H., Einführung in die Metallographie und Wärmebehandlung (Berlin 1915). — Hanemann, H., und Schrader, A, Atlas Metallographicus (Berlin 1927 ff.). — Heycock, C. T, and Neville, F. H., On the constitution of the copper-tin series of alloys (London 1903). — Heyn, E, Die Metallographie im Dienste der Hüttenkunde (Freiburg 1903) — Heyn, E, und Bauer, O, Metallographie (Sammlung Goeschen, 2 Aufl, Leipzig 1920). — Heyn, E., und v Martens, A, s v. Martens — Hiorns, Mixed metals or metallic alloys (2. Aufl, London 1901). — van't Hoff, J. H, Zinn, Gips und Stahl vom physikalisch-chemischen

Standpunkt (München und Berlin 1901) — Howe, H. M., Iron, steel and other alloys (Boston 1906). — Hughes, W. E., Modernes elektrolytisches Überziehen (übersetzt von M. Keinert, Leipzig 1927; Der metallische Werkstoff, Bd. III, von W. Guertler). — Jänecke, E., Kurze Übersicht über sämtliche Legierungen (Hannover 1910). — Japing, E., und Krause, H., Kupfer und Messing sowie alle technisch wichtigen Kupferlegierungen (Wien und Leipzig 1912). — Karmarsch und Heeren, Technisches Wörterbuch (1874—1893). — Kautny, Th., Handbuch der autogenen Metallbearbeitung (Halle 1912). — Keßner, A., Ausnutzung und Veredelung deutscher Rohstoffe (3. Aufl., Berlin 1921). — Knab, Traité des alliages et des dépots métalliques (Paris 1892). — Krais, P., Werkstoffe (Leipzig 1921). — Krause, H., Das Aluminium und seine Legierungen (Wien und Leipzig 1914). — Kremann, R., Die elektrolytische Darstellung von Legierungen aus wäßrigen Lösungen (Braunschweig 1914). — Krupp, A., Die Legierungen (Wien und Leipzig 1909). — Kudriumow, Monographie der Kupfer-Zink-Legierungen (Petersburg 1904). — Künzel, K., Über Bronzelegierungen (Dresden 1875). — Landolt-Börnstein-Roth, Physikalisch-chemische Tabellen (5 Aufl. Berlin 1923; Nachträge 1927). — Langbein, G., Handbuch der elektrolytischen Metallniederschläge (Leipzig 1906). — Law, E. F., Alloys and their industrial applications (London 1909). — Le Chatelier, H., Contribution à l'étude des alliages (Paris 1901). — Ledebur, A., Lehrbuch der mechanisch-metallurgischen Technologie (Braunschweig 1905); Die Legierungen in ihrer Anwendung für gewerbliche Zwecke (3. Aufl., Berlin 1906; 6. Aufl. von O. Bauer erweitert und neu bearbeitet, Berlin 1924) — Lederer, Über den elektrischen Widerstand von Legierungen (Wien 1908). — Ludwik, P., Elemente der Technologischen Mechanik (Berlin 1909). — Mars, G., Die Spezialstähle (2. Aufl., Stuttgart 1922). — v. Martens-Heyn, Materialienkunde für den Maschinenbau, 2. Hälfte (Berlin 1912); Materialprüfung der Technik Kongreß des internationalen Verbandes für die Verfahren zur Prüfung von Metallen und Legierungen (Wien 1907). — Memmler, K., Das Materialprüfungswesen (2. Aufl., Berlin 1924) (1. Aufl. von F. W. Hinrichsen). — Meyer, A., und Rapatz, F., Apparate und Arbeitsverfahren der Metallmikroskopie (Stuttgart 1927). XI Teil des Handbuches der mikroskopischen Technik. — Müller, L., Die Bronzewarenfabrikation (Wien und Leipzig 1902). — Müller, W., Materialprüfung und Baustoffkunde für den Maschinenbau (München und Berlin 1924). — Nicolardot, Métaux secondaires (1908). — Osmond, F., und Stead, J. E., Microscopic analysis of metals (London 1904). — Pfanhauser, W., Die elektrolytischen Metallniederschläge (Leipzig 1911). — Pollit, A., Die Ursachen und die Bekämpfung der Korrosion, übersetzt von W. H. Creutzfeldt (Braunschweig 1926) — Preuss, E., Die praktische Nutzanwendung der Prüfung des Eisens mit Hilfe des Mikroskopes. (3. Aufl., Berlin 1927, bearbeitet von G. Berndt und M. v. Schwarz). — Ramlin, M., The chemical resistance of engineering materials (New York 1923). — Regelsberger, F., Chemische Technologie der Leichtmetalle (Leipzig 1926). — Reinglaß, P., Chemische Technologie der Legierungen (2. Aufl., Leipzig 1926) — Rejtö, A., Einige Prinzipien der theoretischen mechanischen Technologie der Metalle (Berlin 1927). — Rengard, E., Analyse thermique et métallographie microscopique (Paris 1904). — Revillion, L., La métallographie microscopique (Paris 1910). — Rideal, E. H., Aluminium and its light alloys. Circular of the Bureau of Standards Nr. 76 (Washington). — Roozeboom, H. W. Bakhuis, Die heterogenen Gleichgewichte vom Standpunkte der Phasenlehre, I., II., III. (Braunschweig 1900, 1902, 1904, 1910 und 1912). — Rosenhain, W., An introduction of the study of physical metallurgy (New York und London). — Ruer, R., Metallographie in elementarer Darstellung (Hamburg und Leipzig 1922, 2. Aufl.). — Sachs, G., Grundbegriffe der mechanischen Technologie der Metalle, Bd. II von W. Guertler Der metallische Werkstoff (Leipzig 1925). — Sack, M., Bibliographie der Metallegierungen (Hamburg und Leipzig 1903). — Sackur, O., Zur Kenntnis der Kupfer-Zink-Legierungen (Berlin 1905). — Schott, E. A., Die Metallgießerei (2. Aufl., Leipzig 1920). — v. Schwarz, M., Untersuchungen über Ferrosilizium (Diss. München 1913), Metallphysik (Leipzig 1925). — Stead, J. E., siehe Osmond. — Tafel, V. E., Konstitution der Zink-Kupfer-Nickel-Legierungen (Freiburg 1908) — Tammann, G., Lehrbuch der Metallographie (2. Aufl., Leipzig 1921); Mischkristalle und ihre Atomverteilung (Leipzig 1919); Aggregatzustände (Leipzig 1922); Lehrbuch der heterogenen Gleichgewichte (Braunschweig 1924). — Tassily, E., Etude sur les propriétés physiques des alliages métalliques (Paris 1904). — Thurston, Report on a preliminary investigation of the properties of the copper-tin alloys (Washington 1879), Treatise on brasses, bronzes and other alloys and their constituent metals (New York 1907) — Uchatius, Über Stahlbronze (Wien 1873). — Vandry, Alliages d'or et alliages d'argent (Besançon 1875). — Vickers, Ch., Metals and their alloys (New York 1923). — Wawrziniok, O., Materialprüfungswesen (2. Aufl., Berlin 1924) — Weidig, M., Metallurgische und technologische Studien auf dem Gebiete der Legierungsindustrie. — Zabé, J. B., Traité practique de l'art tremper l'acier, le fer, la fonte, le cuivre et le bronce (Paris 1919).

Autorenregister.

L.

M.

T.

U.

V.

Verzeichnis der Zwei-, Drei- und Vierstoffsysteme.

(Die Seitenzahlen, auf welchen das Zustandsschaubild angegeben ist, sind fett gedruckt.)

Zweistoffsysteme.

Dreistoffsysteme.

Vierstoffsysteme.

Sachregister.

B.

C.

N.

O.

P.

Q.

R.

S.

T.